

Schwingfestigkeit und Schädigungsmechanismen der
Aluminiumlegierungen EN AW-6056 und EN AW-6082 sowie
des Vergütungsstahls 42CrMo4
bei sehr hohen Schwingspielzahlen

Vom Fachbereich Maschinenbau
an der Technischen Universität Darmstadt (Hochschulkennziffer D17)
zur
Erlangung des Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)
genehmigte
DISSERTATION

vorgelegt von
Dipl.-Ing. Daniela Schwerdt
aus Darmstadt

Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. Christina Berger
Mitberichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ
Tag der Einreichung:	18.03.2011
Tag der mündlichen Prüfung:	25.05.2011
Erscheinungsort:	Darmstadt
Erscheinungsjahr:	2011

Danksagung

Diese Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Werkstoffkunde der Technischen Universität Darmstadt.

Mein besonderer Dank gilt meinen Eltern, die mir die Ausbildung ermöglichten, den gewünschten Freiraum ließen und meinem Mann, der mir die notwendige und hilfreiche Unterstützung gab.

Der Leiterin des Fachgebietes und Instituts für Werkstoffkunde und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt Darmstadt, Frau Prof. Dr.-Ing. C. Berger, möchte ich für die Betreuung und Förderung der Arbeit, für die Übernahme der Berichterstattung, die konstruktiven Diskussionen und vor allem für das in mich gesetzte Vertrauen danken. Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ danke ich für die Übernahme der Berichterstattung und für die Möglichkeit zu transmissionselektronenmikroskopischen Untersuchungen am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung der Universität Siegen. Für die konstruktiven Diskussionen danke ich ihm und Frau Dr.-Ing. M. Zimmermann.

Herrn Dr.-Ing. B. Kaiser, Leiter des Kompetenzbereichs Bauteilfestigkeit, danke ich für die Anregungen und Fragestellungen und das Korrekturlesen meiner Arbeit sowie für das angenehme Arbeitsumfeld im Laufe meiner Tätigkeit am Institut. Bei Frau Prof. Dr.-Ing. B. Pyttel möchte ich mich für das Korrekturlesen meiner Arbeit und für die Diskussionen bedanken.

Dank sagen möchte ich natürlich auch allen Mitarbeitern des Fachgebiets und Instituts für Werkstoffkunde und der Staatlichen Materialprüfungsanstalt Darmstadt. Mein besonderer Dank gilt den Damen und Herren: Herr Dr.-Ing. H. Hoche für die vielfältigen Anregungen aus Diskussionen während der gesamten Zeit und für die kritische Durchsicht der metallkundlichen Inhalte der Arbeit, Frau M. Szabo für die fraktografischen Untersuchungen und Frau H. Schweitzer für die Analysen im Rasterelektronenmikroskop, Frau P. Leach, Frau F. Oltersdorf, Herr T. Weimar und Herr D. Mohr für die metallografischen Untersuchungen, Herr U. Möisinger, Herr L. Labudda und Herr A. Schindler für die mechanisch-technologischen Prüfungen, Herr Dr.-Ing. U. Arz und Herr Dr.-Ing. J. Weber für die Durchführung der zyklischen Versuche an Schrauben sowie deren stetige Diskussionsbereitschaft im Bereich der Schrauben. Bei meinen Bürokollegen Herr Dr.-Ing. R. Schneider, Herr Dipl.-Ing. N. Schneider und Herr Dr. Ing. U. Wuttke danke ich für die angenehme Arbeitsatmosphäre und ihre Unterstützung.

Herrn Prof. Dr. H. J. Kleebe, Fachgebiet Geomaterialwissenschaft, Institut für Geowissenschaften der Technischen Universität Darmstadt, danke ich für die Untersuchungen am TEM und die hierzu geführten Diskussionen und Anregungen. Bei Herrn Dr.-Ing. H. W. Höppel, Lehrstuhl für Werkstoffwissenschaften der Universität Erlangen, bedanke ich mich für die Rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen mittels FIB-Technik. Herrn Prof. Dr.-Ing. J. Hirsch möchte ich für die Diskussion und Anregungen bezüglich von Rekristallisations- und Orientierungseffekten im Gefüge und deren mögliche Auswirkung auf das Ermüdungsverhalten aushärtbarer Al-Legierungen danken. Hierzu und für die ausführliche Nennung von Literatur möchte ich Frau Dr.-Ing. Carmen Schäfer vom Institut für Metallkunde und Metallphysik (IMM) der RWTH-Aachen, Prof. Dr. rer. nat. Dr. h. c. G. Gottstein danken. Herrn Dr. rer. nat. D. Kirch (IMM) möchte ich für die EBSD-Messung einer „schwierigen Probe“ danken.

Bei den Herren Dipl.-Ing. K. Wackermann und Dipl.-Ing. C. Stöcker bedanke ich mich für die Untersuchungen am TEM und die sehr interessanten drei Tage am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung der Universität Siegen, Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. H.-J. Christ.

Herrn Caspari und Herrn Wörner danke ich für die Durchführung der Reinheitsgradbestimmung und die Diskussion über Einschlüsse in Stählen.

Bei Herrn Dr. rer. nat. W. Thomas möchte ich mich ganz herzlich für das Korrekturlesen meiner Arbeit bedanken.

Für
Joanna Sophie
und
Paul Ludwig

Inhalt

Formelzeichen, verwendete physikalische Größen mit ihren Einheiten und Abkürzungen	IV
1 Einleitung	1
2 Stand des Wissens zum Schwingfestigkeitsverhalten bei sehr hohen Schwingspielzahlen.....	4
2.1 Allgemeine Grundlagen	4
2.1.1 Schwingfestigkeitsverhalten von Typ I-Werkstoffen.....	4
2.1.2 Schwingfestigkeitsverhalten von Typ II-Werkstoffen	5
2.1.3 Schädigungsmechanismen von Typ II-Werkstoffen	6
2.1.4 Regelwerke und Empfehlungen	9
2.1.5 Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit.....	10
2.2 Aluminiumlegierungen.....	12
2.3 Vergütungsstähle	17
3 Zielsetzung	22
4 Eigene experimentelle Untersuchungen	23
4.1 Untersuchungen zur Schwingfestigkeit.....	23
4.1.1 Schwingversuche / Versuchsvarianten	23
4.1.2 Prüfmaschinen	24
4.1.3 Probengeometrie und Eigenspannungen	25
4.1.4 Auswertung der experimentellen Schwingfestigkeitsdaten.....	29
4.1.5 Abschätzung der Schwingfestigkeit nach der FKM-Richtlinie	33
4.1.6 Incremental-Step-Test	33
4.2 Untersuchungen zum Schädigungsmechanismus.....	35
4.2.1 Untersuchungen zur Materialcharakterisierung	35
4.2.2 Untersuchungen an zyklisch beanspruchten Proben	37
5 Materialcharakterisierung	40
5.1 Vorbemerkungen	40
5.2 Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6.....	40
5.2.1 Allgemeine Betrachtungen und Werkstoffherstellung	40
5.2.2 Chemische Zusammensetzung	41
5.2.3 Statisches und zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten	42
5.2.4 Charakterisierung der Primärphasen	43
5.2.5 Gefügecharakterisierung EN AW-6056-T6 Charge A	45
5.2.6 Gefügecharakterisierung EN AW-6056-T6, Charge B –Schrauben-	54
5.3 Aluminiumknetlegierung EN AW-6082-T5.....	57
5.3.1 Allgemeine Betrachtungen	57
5.3.2 Chemische Zusammensetzung	57
5.3.3 Statisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten	57

5.3.4	Charakterisierung der Primärphasen.....	57
5.3.5	Gefügecharakterisierung.....	59
5.4	Vergleich der beiden Aluminiumknetlegierungen.....	66
5.5	Vergütungsstahl 42CrMo4.....	68
5.5.1	Allgemeine Betrachtungen	68
5.5.2	Chemische Zusammensetzung.....	68
5.5.3	Statisches und zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten.....	68
5.5.4	Gefügecharakterisierung.....	70
6	Ergebnisse zur Schwingfestigkeit, Fraktografie und Mikrostruktur	74
6.1	Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6.....	74
6.1.1	Glatte Proben	74
6.1.2	Schwach gekerbte Proben.....	93
6.1.3	Stark gekerbte Proben.....	95
6.2	Aluminiumknetlegierung EN AW-6082-T5.....	102
6.2.1	Schwingfestigkeit	102
6.2.2	Fraktografie und Mikrostruktur	102
6.3	Vergütungsstahl	107
6.3.1	Schwingfestigkeit	107
6.3.2	Fraktografie und Mikrostruktur	108
7	Auswertung, Interpretation und Diskussion der Ergebnisse.....	120
7.1	Aluminiumlegierungen	120
7.1.1	Schädigungsmechanismen	120
7.1.2	Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit	127
7.2	Vergütungsstahl	132
7.2.1	Schädigungsmechanismus	132
7.2.2	Kerbeinfluss.....	135
8	Zusammenfassung und Ausblick.....	137
	Literaturverzeichnis	140
	Anhang.....	150
A	Probengeometrie	150
B	Schwingfestigkeiten nach der FKM-Richtlinie [FKM03]	152
C	EDX-Analysen EN AW-6056-T6 und EN AW-6082-T5	155
D	Dokumentation der Untersuchungen mittels Transmissionselektronenmikroskop.....	157
D1	EN AW-6056-T6 Untersuchung der Korngrenzen hinsichtlich Ausscheidungen	157
D2	Auswertung des Beugungsbilds Bild 5-11b.....	158
D3	EN AW-6082-T5 Untersuchung der Korngrenzen hinsichtlich Ausscheidungen	161
E	Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6.....	162
E1	Glatte Proben, $R = -1$	162
E2	Glatte Proben, $R = 0,1$	169
E3	Schwach gekerbte Proben, $R = 0,1$, gedreht.....	172

E4 Schwach gekerbte Proben, $R = 0,1$, kugelgestrahlt.....	174
E5 Stark gekerbte Proben, schlusswärmebehandelte Schrauben M10, $R = 0,1$	175
E6 Stark gekerbte Proben, schlussgerollte Schrauben M10, $R = 0,1$	177
F Einzeldaten EN AW-6082-T5	179
G Einzeldaten 42CrMo4.....	182
H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6	192
I Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6082-T5.....	202
J Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse 42CrMo4	204
K EN AW-6056-T6 Bestimmung der kristallografischen Orientierung der spaltförmigen Flächen.....	206
L EN AW-6082-T5 EBSD-Messung am Längsschliff durch den Bruchausgang	207
M Veröffentlichungen	208
N Lebenslauf	210

Formelzeichen, verwendete physikalische Größen mit ihren Einheiten und Abkürzungen

Griechische Buchstaben

Formelzeichen	Größe	Einheit
α	Winkel am Längsschliff zwischen der Ziehrichtung des Drahtes und der spaltförmigen Fläche	[°]
β_k	Kerbwirkungszahl	[-]
ε	Dehnung	[%]
$\Delta\varepsilon_{pl}$	Plastische Dehnungsamplitude	[%]
θ_c	Missorientierungswinkel	[°]
λ	Wellenlänge der Elektronen im TEM	[10 ⁻¹ nm]
σ	Spannung	[MPa]
σ_a	Nennspannungsamplitude	[MPa]
$\sigma_{Ref.}$	Referenzspannungsamplitude	[MPa]
$\sigma_a/\sigma_{Ref.}$	Bezogene Spannungsamplitude	[-]
σ_{ES}	Eigenspannungen	[MPa]
σ_{Nk}	Nennspannungsamplitude am Abknickpunkt	[MPa]
$\sigma_{W,zd}$	Werkstoffwechselfestigkeit für Normalspannung (Zug-Druck)	[MPa]
τ_{kh}	Korrigierte Hubspannung	[MPa]
φ	Winkel der magnetischen Rotation	[°]
φ_1	1. Eulerwinkel	[°]
φ_2	3. Eulerwinkel	[°]
ψ	2. Eulerwinkel	[°]

Lateinische Buchstaben

$1/T_\sigma$	Streubreite	[-]
a	Große Halbachse einer Ellipse	[μm]
a_{Alu}	Gitterkonstante von Aluminium	[10 ⁻¹ nm]
A	Bruchdehnung	[%]
A	Kornfläche	[μm ²]
\bar{A}_L	Mittlere Kornfläche im Querschliff	[μm ²]
A_q	Kornfläche im Querschliff	[μm ²]
A_S	Spannungsquerschnitt (der Schraube)	[mm ²]
\vec{b}	Burgersvektor	[10 ⁻¹ nm]
b	Kleiner Radius einer Ellipse	[μm]

d	Nettodurchmesser der Kerbe	[mm]
d	Abstand der Netzebenen im Gitter	[10 ⁻¹ nm]
D	Korndurchmesser	[μm]
\bar{D}	Mittlerer Korndurchmesser	[μm]
$\bar{D}_{L,ber}$	Mittlerer berechneter Korndurchmesser im Längsschliff	[μm]
$\bar{D}_{L,gem}$	Mittlerer gemessener Korndurchmesser im Längsschliff	[μm]
D_{max}	Größter Korndurchmesser	[μm]
d_{max}	Maximale Abmessung des Einschlusses	[μm]
D_q	Korndurchmesser im Querschliff	[μm]
\bar{D}_q	Mittlerer Korndurchmesser im Querschliff	[μm]
E	Elastizitätsmodul	[MPa]
f	Frequenz	[s ⁻¹]
F	Kraft	[kN]
$f_{w,\sigma}$	Zugdruckwechselfestigkeitsfaktor	[-]
$\underline{\underline{g}}$	Drehmatrix	[-]
$\overline{G_\sigma}(d)$	Bezogenes Spannungsgefälle infolge der Belastung	[mm ⁻¹]
$\overline{G_\sigma}(r)$	Bezogenes Spannungsgefälle infolge der Konstruktion	[mm ⁻¹]
$H(A)$	Relative Häufigkeit des Ereignisses A	[%]
H_a	Relative Ausfallhäufigkeit	[%]
h, k, l	Millersche Indizes	[-]
i	Rangzahl der Brüche in aufsteigender Reihenfolge	[-]
k	Neigungsexponent der Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich	[-]
k^*	Neigungsexponent der Wöhlerlinie im VHCF-Bereich	[-]
$K_{AK,zd}$	Mittelspannungsfaktor	[-]
$K_{E,\sigma}$	Eigenspannungsfaktor	[-]
$K_{R,\sigma}$	Rauheitsfaktor	[-]
K_V	Randschichtfaktor	[-]
K_S	Schutzschichtfaktor	[-]
K_t	Formzahl	
$K_{t,zd}$	Formzahl für den Rundstab mit Umlaufkerbe bei Zug-Druck Beanspruchung	[-]
$K_{t,b}$	Formzahl für den Rundstab mit Umlaufkerbe bei Biegebeanspruchung	[-]
$K_{f,zd}$	Kerbwirkungszahl für Zug-Druck	[-]

$K_{f,b}$	Kerbwirkungszahl für Biegung	[-]
$K_{WK,zd}$	Konstruktionsfaktor für Zug-Druck	[-]
$K_{WK,b}$	Konstruktionsfaktor für Biegung	[-]
L	Abstand der Probe zum Film im TEM	[mm]
M	Mittelspannungsempfindlichkeit	[-]
$n_{ges.}$	Anzahl der geprüften Proben je Beanspruchungsniveau	[-]
n_{Bruch}	Anzahl der gebrochenen Proben je Beanspruchungsniveau	[-]
$n_{\sigma}(r)$	Stützzahl infolge der Konstruktion	[-]
$n_{\sigma}(d)$	Stützzahl infolge der Belastung	[-]
N	Schwingspielzahl	[-]
N_B	Bruchschwingspielzahl	[-]
N_G	Grenzschwingspielzahl	[-]
N_K	Knickschwingspielzahl	[-]
N_I	Einheitsvektor	[-]
P	Wahrscheinlichkeit	[%]
$P_{\ddot{U}}$	Überlebenswahrscheinlichkeit	[%]
R	Spannungsverhältnis	[-]
$ \vec{R} $	Entfernung des Beugungsreflexes vom Primärstrahl	[mm]
R_{eH}	Obere Streckgrenze	[MPa]
R_m	Zugfestigkeit	[MPa]
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze	[MPa]
r	Kerbradius	[mm]
s	Kornstreckungsgrad	[-]
$S_{AK,zd}$	Bauteil-Wechselfestigkeit je nach Mittelspannung	[MPa]
$S_{WK,zd}$	Bauteil-Wechselfestigkeit je nach Konstruktionsfaktor	[MPa]
t	Kerbtiefe	[mm]
t	Zeit	[s] u. [d]
u, v, w	Millersche Indizes	[-]
Z	Brucheinschnürung	[%]

Allgemeine Abkürzungen,

ADI	Austempered D uctile I ron
AiF	Arbeitsgemeinschaft industrieller F orschungsvereinigungen „Otto von Guericke“
RA	R issausgang
BMWi	B undes m inisterium für W irtschaft und T echnologie
BN	B lechebenen n ormale

bzw.	beziehungsweise
CCD	Charge-coupled-Device
d	days
DFG	Deutsche Forschungsgemeinschaft
d.h.	das heißt
DIN	Deutsches Institut für Normung
DL	Durchläufer
EBSD	Electron backscatter diffraction
EDX pie)	Energy Dispersive X-ray spectroscopy (Energiedispersive Röntgenspektrosko-
ES	Einschluss
f	Federstruktur
FFT	Fast Fourier Transformation
FGA	Finegranular Area
FIB	Focused Ion Beamtechnik
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
g	gedreht
G	Korngrößenkennzahl
GP	Guinier-Preston-Zone
HCF	High Cycle Fatigue
HFP	Hochfrequenz Pulsator
HV	Härte Vickers
Hz	Herz
IMT	Intermetallische Teilchen
IPF	Inverse polfigure
IST	Incremental-Step-Test
k. A.	keine Angaben
kfz	kubisch-flächenzentriertes kristallografisches Gitter
krz	kubisch-raumzentriertes kristallografisches Gitter
ks	kugelgestrahlt
LCF	Low Cycle Fatigue
mp	mechanisch poliert
MPa	Mega Pascal
n-d	non-defect Versagen
n. e.	nicht eindeutig
n. u.	nicht untersucht

O	Durchläufer
o. B.	ohne Befund
ODA	Optical Dark Area
OG	Oxid, globulares
OF	Oberfläche
PFZ	Precipitate-free zones
PGB	Persistente Gleitbänder
PI	Probeninneren
REM	Rasterelektronenmikroskop
S.	Seite
s	Sekunde
s	spaltflächig
sg	schlussgewalzt
sw	schlusswärmebehandelt
T5	Abgeschreckt aus der Warmumformtemperatur und warmausgelagert
T6	Lösungsgeglüht und warmausgelagert
TEM	Transmissionselektronenmikroskop
ÜFL	Übersättigte feste Lösung
UHCF	Ultra High Cycle Fatigue
Umbi	Umlaufbiegemaschine
USP	Ultraschallschwingprüfung
Var.	Variante
vgl.	vergleiche
VHCF	Very High Cycle Fatigue
VHF	Servohydraulische Schwingprüfmaschine
X	Bruch
X0	Kippachse des Probentisches im REM
z. B.	zum Beispiel
ZR	Ziehrichtung

1 Einleitung

Die klassische Lehrmeinung und viele Regelwerke (z.B. [Eur05, FKM03]) gehen für Metalle mit kubisch-raumzentriertem Gitter und interstitiell gelösten Atomen (z.B. ferritische Stähle, Ti-Legierungen) von einem horizontalen Auslaufen der Wöhlerlinie - also einer „Dauerfestigkeit“ - nach einem Abknickpunkt bei Schwingspielzahlen von $N = 10^6$ [FKM03] bis $5 \cdot 10^6$ [Eur05] aus. Der experimentell überprüfte Schwingspielzahlbereich endet hier meist bei Grenzwertspielzahlen von $5 \cdot 10^6$ bis $2 \cdot 10^7$. Der horizontale Verlauf der Wöhlerlinie wurde bzw. wird teilweise auch heute noch darüber hinaus extrapoliert. Der Begriff der „Dauerfestigkeit“ wird hierbei so eingesetzt, als könne davon ausgegangen werden, dass bei Spannungsamplituden die kleiner sind als dieser „Grenzwert“ auch kein Versagen auftreten kann, also eine „unendliche“ Lebensdauer vorliegt. Für Metalle mit kubisch-flächenzentriertem Gitter (z.B. austenitische Stähle, Al- und Cu-Legierungen) ist dahingegen prinzipiell bekannt, dass die Schwingfestigkeit mit zunehmender Schwingspielzahl weiter abnimmt.

Im industriellen Einsatz müssen zyklisch beanspruchte Bauteile aber Schwingspielzahlen ertragen, die weit über 10^7 liegen, also außerhalb des obengenannten experimentell abgedeckten Schwingspielzahlbereichs. Hierbei kann es zu Bauteilausfällen kommen. Beispielsweise wurden Schadensfälle im betrieblichen Einsatz von Schraubenfedern oberhalb von 10^7 Schwingspielen beobachtet [Bac02, Kai02]. Bei Laborversuchen an Federn konnte ein deutlicher Schwingfestigkeitsabfall zwischen 10^7 und 10^9 Schwingspielen nachgewiesen werden [Kai05, Kai11], **Bild 1-1**. Diese beiden Tatsachen – der Betrieb von Bauteilen bis zu hohen Schwingspielzahlen – und – das Auftreten von Schadensfällen bei hohen Schwingspielzahlen – begründen den Forschungsbedarf.

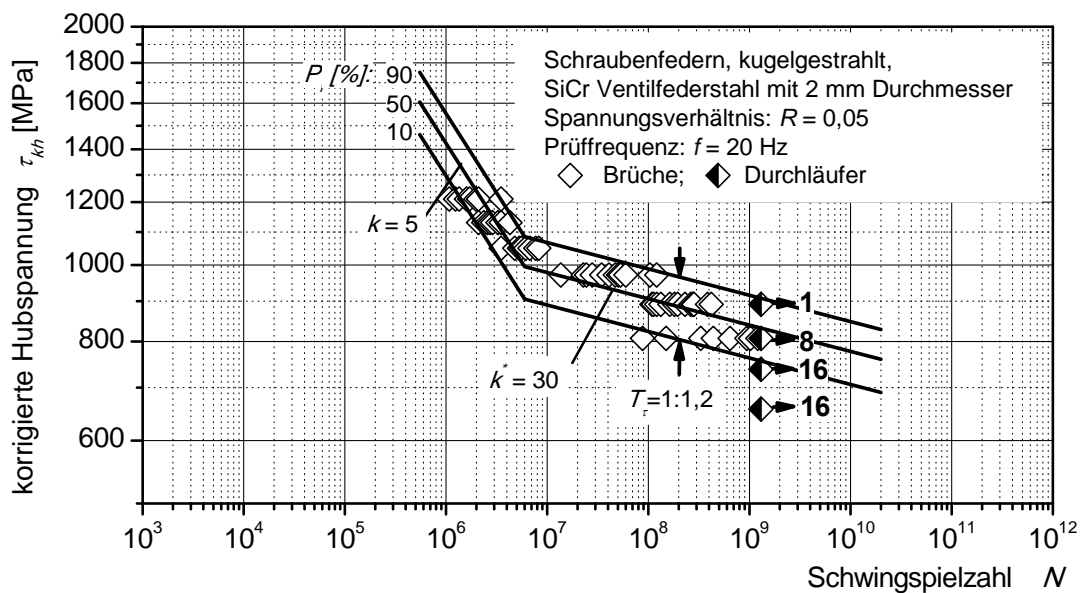


Bild 1-1: Wöhlerlinien kugelgestrahlter Schraubendruckfedern mit 2 mm Drahtdurchmesser aus VDSiCr ($R_m=2216$ MPa) für 10, 50 und 90 % Bruchwahrscheinlichkeit aus einem Langzeitschwingversuch bis zu $1,5 \times 10^9$ Schwingspielen [Kai05]

Bathias zweifelte als einer der ersten in seiner internationalen Veröffentlichung „There is no infinite fatigue life in metallic materials“ [Bat99] die Existenz einer Dauerfestigkeit an. Darüber hinaus zeigt Sonsino in [Son05] eine Reihe von Schwingfestigkeitsdiagrammen bis $N = 10^{12}$ Schwingspiele von unterschiedlichen Werkstoffen, die alle einen Abfall der Schwingfestigkeit bei hohen Schwingspielzahlen aufweisen. Er kommt zu dem Schluss, dass eine „Dauerfestigkeit“ im wörtlichen Sinn nur dann vorliegen könnte, wenn keine versagensauslösenden mikrostrukturellen Fehler bzw. keine Beeinflussung durch eine

1 Einleitung

aktive Umgebung an der Werkstoff-/Bauteiloberfläche vorhanden wären. Dies ist im betrieblichen Einsatz von Bauteilen aber nicht der Fall. In Erweiterung der etablierten Begriffe **Low Cycle Fatigue** (LCF bis $N \approx 10^4 - 10^5$) und **High Cycle Fatigue** (HCF, $10^5 < N < 10^7$) wurde für Schwingspielzahlen $N > 10^7$ die Bezeichnung **Very High Cycle Fatigue** (VHCF) eingeführt, **Bild 1-2**. Das weltweite Interesse an der VHCF-Thematik drückt sich durch die Tatsache aus, dass bisher vier internationale Tagungen diesem Problem gewidmet wurden [Fat99, Sta01, Sak04, All07] und die 5. VHCF-Tagung 2011 in Berlin stattfinden wird.

Zwei Beobachtungen im Rahmen dieser Untersuchungen im VHCF-Bereich [Fat99, Sta01, Sak04, All07] sind die Ursache für weitere Forschungsaktivitäten:

- In Abhängigkeit von der Festigkeit treten nicht nur bei kubisch-flächenzentrierten, sondern auch bei kubisch-raumzentrierten Metallen Brüche oberhalb von 10^7 Schwingspielen bei Spannungsamplituden auf, die deutlich unterhalb der konventionell ermittelten Dauerfestigkeit liegen. Dabei ist hier unter dem Begriff „konventionell ermittelte Dauerfestigkeit“ der Schwingfestigkeitswert gemeint, der bestimmt wird, wenn Brüche, oberhalb der bisher zugrundegelegten Grenzschningspielzahlen von $N = 5 \cdot 10^6$ oder $N = 1 \cdot 10^7$ unberücksichtigt bleiben.
- Bei einigen Legierungen beider Gittertypen kommt es beim Übergang von LCF zu VHCF zu einer Verschiebung des Ortes der Anrissbildung von der Oberfläche in das Werkstoffinnere und damit zu einem anderen Versagensmechanismus. Versagen unterhalb der Oberfläche geht oft von einer mikroskopischen Inhomogenität bzw. einem Defekt aus. Es wurden allerdings auch Brüche mit einem Rissausgang unterhalb der Oberfläche beobachtet, bei denen anhand von fraktografischen Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (REM) keine Auffälligkeiten in Form einer Inhomogenität bzw. eines Defektes im Rissausgang nachweisbar sind. Diese werden häufig als „non defect“ Brüche bezeichnet.

Aus diesen Beobachtungen wurden die zentralen Fragestellungen der internationalen VHCF- Forschungsaktivitäten abgeleitet [Fat99, Sta01, Sak04, All07]:

- Wie groß ist der Schwingfestigkeitsabfall für den jeweiligen Werkstoff bzw. Werkstoffzustand, und kann es bei noch höheren Schwingspielzahlen eine „Dauerfestigkeit“ geben? (**Bild 1-2**)
- Welche Schädigungsmechanismen treten bei hohen Schwingspielzahlen auf?

Speziell an Aluminiumlegierungen gibt nur wenige Untersuchungen bei Schwingspielzahlen $N > 10^7$ [Sri07]. Noch weniger sind die Versagensmechanismen von Aluminiumlegierungen bei sehr hohen Schwingspielzahlen bekannt. Jedoch darf nicht davon ausgegangen werden, dass das Ermüdungsversagen für unterschiedliche Legierungen ähnlich verläuft. Dazu existieren in Abhängigkeit der chemischen Zusammensetzung und Herstellung zu viele Unterschiede wie z.B. mischkristallverfestigte Matrix, Festigkeitssteigerung durch Ausscheidungshärtung, Texturabhängigkeit, Rekristallisations- und Verformungszustand.

Die werkstoffkundlichen Untersuchungen an glatten Proben sind nicht nur von rein wissenschaftlichem Interesse, sondern auch wegen ihrer Konsequenzen für die Bauteilauslegung von enormer Bedeutung: In der Regel sind Bauteile zwar gekerbt, und infolge der Spannungskonzentration findet der Rissausgang an den Kerben statt, aber zur Erhöhung der Schwingfestigkeit wird die Oberfläche häufig gezielt verfestigt, z.B. durch Einsatzhärten oder Kugelstrahlen. Damit gewinnt die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffs im Vergleich zu der Ermüdungsfestigkeit der nun verfestigten bzw. druckeigenspannungsbehafteten Randschicht an Bedeutung, vgl. **Bild 1-2**. Rissinitiierung kann einerseits am Übergang von der - durch die Oberflächenbehandlung - beeinflussten Oberfläche zum unbeeinflussten Probeninneren stattfinden und über die herrschenden Gradienten erklärt werden. Andererseits kann sich der Riss auch im Probeninneren,

also außerhalb der beeinflussten Oberflächenschicht, bilden. In diesem Fall sind dann mikrostrukturelle Untersuchungen des Rissausgangs und des maßgeblichen Schädigungsmechanismus unerlässlich.

Bei der vorliegenden Arbeit werden die Schwingfestigkeit und die Schädigungsmechanismen zweier Aluminiumlegierungen und eines Vergütungsstahls untersucht. Durchgeführt und unterstützt wurde diese Forschung im Wesentlichen durch die Projekte

- Ermüdungsverhalten von Werkstoffen und daraus hergestellten Bauteilen bei sehr hohen Schwingspielzahlen, DFG PY 71/1-1, im Rahmen des DFG-Paketantrages „Ermüdungsschädigung im Übergang zwischen High Cycle Fatigue (HCF) und Very High Cycle Fatigue (VHCF)“ und
- Ermüdungsfestigkeit von Konstruktionswerkstoffen bei sehr hohen Schwingspielzahlen (im VHCF- und UHCF-Bereich), BMWi/ AiF-Nr. 14874 N/1.

In **Abschnitt 2** wird der Stand des Wissens zum Schwingfestigkeitsverhalten bei sehr hohen Schwingspielzahlen vorgestellt, um hieraus die Zielsetzung dieser Arbeit, **Abschnitt 3**, abzuleiten. In **Abschnitt 4** werden die durchgeführten experimentellen Untersuchungen und die verwendete Auswertemethodik der Schwingfestigkeitsdaten beschrieben. Die Materialcharakterisierung nimmt hinsichtlich der Beurteilung der Schädigungsmechanismen im VHCF-Bereich einen hohen Stellenwert ein, **Abschnitt 5**. Der **Abschnitt 6** enthält die Ergebnisse zur Schwingfestigkeit, Fraktografie und Mikrostruktur der einzelnen Versuchsvarianten. Eine übergeordnete Auswertung, Interpretation und Diskussion hinsichtlich der Schwingfestigkeit und der Einflussgrößen auf diese sowie der auftretenden Schädigungsmechanismen, wird unter Berücksichtigung der Ergebnisse der Materialcharakterisierung in **Abschnitt 7** vorgenommen. Der **Abschnitt 8** enthält die Zusammenfassung der wesentlichen Ergebnisse.

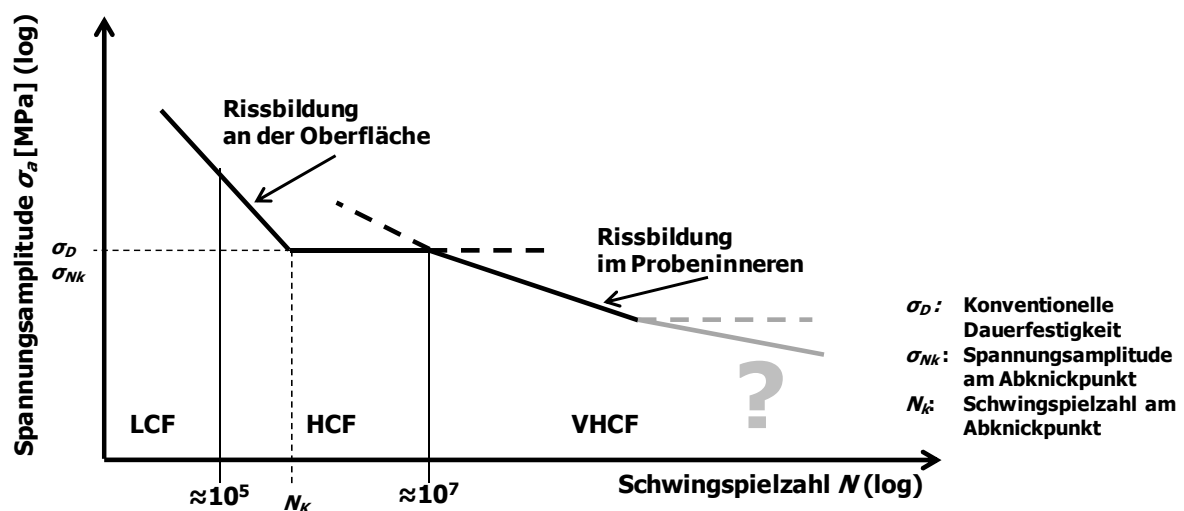


Bild 1-2: Zweifache Wöhlerlinie, zur Definition der Begriffe LCF, HCF und VHCF

2 Stand des Wissens zum Schwingfestigkeitsverhalten bei sehr hohen Schwingspielzahlen

2.1 Allgemeine Grundlagen

Zum besseren Verständnis der auftretenden mikrostrukturellen Vorgänge, die zum Versagen bei sehr hohen Schwingspielzahlen führen, wird von [Mug02] eine Unterteilung der metallischen Werkstoffe vorgeschlagen. Danach sind **Typ I**-Werkstoffe reine, also einphasige, geglühte und duktile Metalle, die keine inneren Defekte aufweisen. **Typ II**-Werkstoffe sind mehrphasige Legierungen [Höp10] mit Defekten wie z.B. Einschlüsse oder Dispersoide, aber auch Poren in Gusswerkstoffen.

2.1.1 Schwingfestigkeitsverhalten von Typ I-Werkstoffen

Für Typ I-Werkstoffe wurde von Mughrabi [Mug99, Mug02, Mug06, Mug07, Mug10] ein Lebensdauerdiagramm vorgeschlagen, **Bild 2-1**, das durch die Existenz von vier Bereichen gekennzeichnet ist. Bereich I stellt den LCF-Bereich dar; hier wird die Ermüdungslebensdauer durch die Rissausbreitung bestimmt. Nach einer gewissen Anzahl von Schwingspielen bilden sich persistente Gleitbänder (PGB). Diese bestehen aus einer wiederholten Anordnung von dicht nebeneinander liegenden Versetzungen und nahezu versetzungsfreien Kanälen. Die plastische Verformung findet lokalisiert in den PGB statt. Dort, wo PGB aus dem Werkstoff an die Oberfläche treten, entstehen durch Versetzungsgleitung unter Belastung und unvollständiger Rückgleitung im Entlastungszyklus Extrusionen (Erhebungen) und Intrusionen (Vertiefungen). Diese Rauheit führt zu örtlichen Spannungsüberhöhungen und ist für die Rissbildung verantwortlich [Mug84-2, Chr91, Chr98].

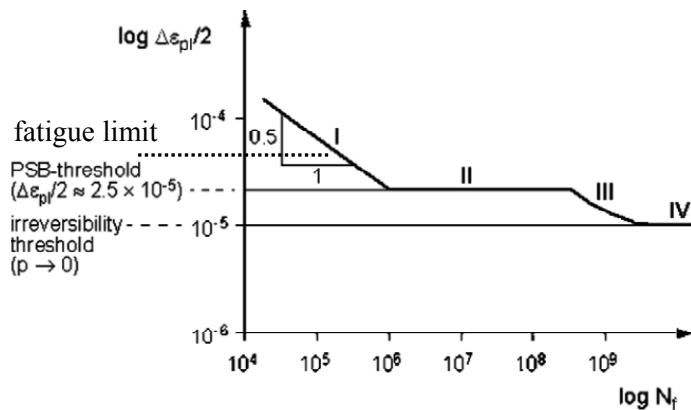


Bild 2-1: Schematisches Lebensdauerschaubild für Typ I Werkstoffe (Kupfer) nach Mughrabi aus [Mug07, Mug10]. Aufgetragen ist die plastische Dehnungsamplitude $\Delta\epsilon_{pl}/2$ über der Bruchschwingspielzahl N_f (f: failure)

In [Mug07] wird, anders als in den vorangegangenen Veröffentlichungen [Mug06, Mug02, Mug99], darauf hingewiesen, dass die konventionelle Ermüdungsgrenze (fatigue limit) um den Faktor 2 höher liegt als der Grenzwert für die Bildung von PGB (Bereich II). Damit definiert der PGB-Grenzwert die Grenze für Rissinitiierung; die konventionelle Ermüdungsgrenze ist definiert durch die minimale Spannung für Risswachstum. Im Bereich III sind die Spannungsamplituden zu klein, um direkt PGB zu bilden, **Bild 2-2a**. Dennoch kommt es durch Akkumulation weniger irreversibler Dehnungen zu einer Aufrauhung der Oberfläche, **Bild 2-2b**. Die Rauigkeit nimmt nach diesem Modell mit der Schwingspielzahl zu und führt schließlich zu einer lokalen Spannungskonzentration, die den Grenzwert zur Bildung von PGB erreicht. Ist dieser Grenzwert erreicht, bilden sich Mikro-PGB, **Bild 2-2c**. In diesen findet dann die Dehnungslokalisierung statt. Damit dehnen sich die PGB in Richtung Probeninneres aus und können letztendlich zur Rissbildung an der Oberfläche führen [Mug06]. Bei reinem polykristallinem Kupfer konnten Gleitlinien, auch bei Spannungsampli-

tuden, die kleiner waren als die PGB-Schwelle, an der Oberfläche nachgewiesen werden [Sta07, Mug07]. Auch bei Aluminium treten derartige Zusammenhänge auf [Höp07, Höp10]. Darüber hinaus wurde festgestellt, dass die Bildung von Ex- und Intrusionen mit abnehmender Amplitude in zunehmendem Maß auf bestimmte Körner beschränkt ist. In [Luk01] wird hierzu die Überlegung beschrieben, dass ausgehend vom LCF-Bereich, in dem sich PGB in Körnern unterschiedlicher Orientierung bilden, im HCF-Bereich PGB nur in wenigen, günstig orientierten Oberflächenkörnern auftreten. Im VHCF-Bereich konzentrieren sich irreversible Gleitungen auf wenige Oberflächenkörner mit hohen Schmidfaktoren [Stö11]. Der Grad der irreversiblen Dehnung nimmt mit abnehmender Beanspruchungsamplitude ab. Ob eine absolute Dauerfestigkeit im Bereich IV existiert, ist noch ungeklärt.

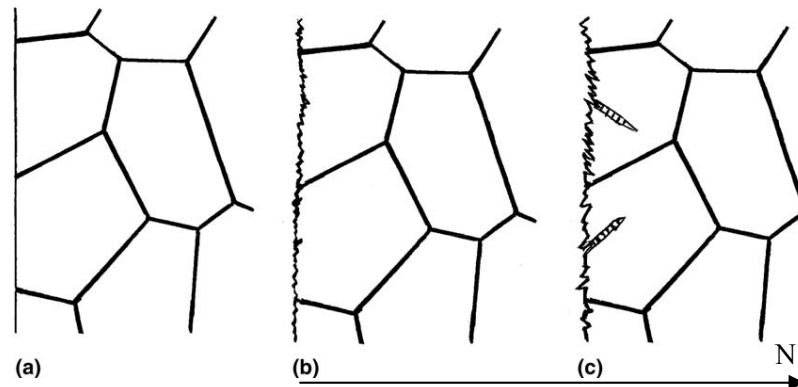


Bild 2-2: Modell der Ermüdung von Typ I-Werkstoffen unterhalb der konventionellen Ermüdungsgrenze aus [Mug06], **a)** Anfangszustand, **b)** Oberflächenrauheit nach anfänglicher Ermüdung, **c)** Oberflächenrauheit und zyklische Dehnungslokalisierung nach stärkerer Ermüdung

2.1.2 Schwingfestigkeitsverhalten von Typ II-Werkstoffen

Aus den zahlreichen experimentellen Untersuchungen können vier schematische Wöhlerlinientypen abgeleitet werden, **Bild 2-3**. Ein ähnliche Vorgehensweise, allerdings ohne den Wöhlerlinienverlauf in **Bild 2-3b**, wird in [Man01] vorgestellt.

Der klassische Verlauf der Wöhlerlinie, **Bild 2-3a**, mit einem horizontalen Verlauf (Dauerfestigkeit) bei Schwingungszahlen $N > 10^7$ wird bei dem niedrigsten Stahl Ck15, $R_m = 418 \text{ MPa}$ [May07] und für den Vergütungsstahl 42CrMo4 mit einer Festigkeit von $R_m = 1100 \text{ MPa}$ [Man01] bei Versuchen bis $N = 10^{10}$ beschrieben. Ein stetiger Festigkeitsabfall ist bei Werkstoffen mit kubisch-flächenzentriertem Gitter und bei Werkstoffen mit kubisch-raumzentrierten Gitter, nicht nur unter korrosiven Medien oder erhöhter Temperatur, **Bild 2-3b**, sondern auch bei Raumtemperatur an Luft, auch im Bereich von hohen Schwingungszahlen zu beobachten [Son07, Pyt06]. Bei einigen Werkstoffen wird ein Plateau in der Höhe der klassischen Dauerfestigkeit gefunden, **Bild 2-3c** [Sak07] und z. B. in [Man01] für die höherfestere Variante des oben genannten Vergütungsstahls 42CrMo4 mit $R_m = 1530 \text{ MPa}$. Der höchstfeste Stahl 100Cr6 mit einer Zugfestigkeit von $R_m = 2300 \text{ MPa}$ lässt keinen Abknickpunkt der Wöhlerlinie erkennen, **Bild 2-3d** [Son07] basierend aus Daten aus [Man01]. Anrissbildung tritt hierbei an der Oberfläche oder im Werkstoffinneren auf, so dass zwei unterschiedliche Wöhlerlinien bei unterschiedlich hohen Spannungsamplituden und Schwingungszahlen abgeleitet werden können, wie es schematisch in **Bild 2-4** [Nis99, Tia07, Mug02] gezeigt wird. Dabei lassen sich die in **Bild 2-3** schematisch dargestellten Fälle durch Verschiebung der beiden Kurven und ihre anschließende Überlagerung darstellen.

Im Bereich I in **Bild 2-4** (LCF-Bereich) geht das Versagen von der Oberfläche aus. Bereich II entspricht der konventionellen HCF-Dauerfestigkeit, bei der bestehende Oberflächenrauheiten bzw. Anrisse nicht mehr wachstumsfähig sind, vgl. fatigue limit in **Bild 2-1**. Die Bereiche I und II stellen zusammen die konventionelle Wöhlerlinie dar, **Bild 2-3a**. Im Bereich III geht das Versagen vom Probeninneren aus, wobei die Lebensdauer mit abnehmender Amplitude zunimmt [Mug02]. Die Existenz des Bereichs IV ist bisher

2 Stand des Wissens zum Schwingfestigkeitsverhalten bei sehr hohen Schwingspielzahlen

umstritten. Nach [Nis99] existiert ein Dauerfestigkeitsniveau für die Rissinitiierung an Einschlüssen, nach [Bat99, Son07, Mur99, Sak99] nicht. Infolge zunehmender Oberflächenrauheiten oder auch Kerben verschiebt sich die Kurve 1 (Ermüdungsfestigkeit der Oberfläche) zu kleineren Schwingspielzahlen. Durch eine Zunahme der Größe der Defekte bzw. ihrer mikrostrukturellen Wirksamkeit verschiebt sich die Kurve 2 (Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffinneren) ebenfalls zu niedrigeren Schwingspielzahlen bzw. Spannungsamplituden.

In [Par04] wird gezeigt, dass das die Lebensdauer bestimmende Ereignis im VHCF-Bereich glatter Proben die Rissbildung und nicht das Risswachstum ist. Deshalb wird im Folgenden nur auf Schädigungsmodelle zur Rissbildung und nicht auf Modelle zum Risswachstum im VHCF-Bereich eingegangen. Desweiteren werden in diesem Abschnitt nur Schädigungsmodelle behandelt, die allgemein für verschiedene Werkstoffe (z.B. Aluminium- und Titanlegierungen, Stähle sowie Gusswerkstoffe) aus der Gruppe des Werkstofftyps II entwickelt wurden. Schädigungsmodelle, die ganz speziell für Aluminiumlegierungen bzw. für Stähle vorgestellt wurden, werden in den **Abschnitten 2.2 und 2.3** dargestellt.

2.1.3 Schädigungsmechanismen von Typ II-Werkstoffen

Werkstoffermüdung ist vor allem durch die Akkumulation zyklischer Veränderungen der Mikrostruktur gekennzeichnet. In **Bild 2-5** ist eine Trennung der Vorgänge, die letztendlich zum Ermüdungsbruch führen, dargestellt [Chr91]: Die zeitlich gesehen zuerst ablaufenden Ereignisse betreffen das gesamte Werkstoffvolumen und kennzeichnen das zyklische Spannungs-Dehnungsverhalten (linke Spalte). Unter dem Begriff der Ermüdungsschädigung werden die lokalen Ereignisse wie Dehnungslokalisierung, Rissbildung und Risswachstum verstanden (rechte Spalte). Im Rahmen dieser Arbeit wird dafür der Begriff Schädigungsmechanismus verwendet. Die hier durchgeführten Untersuchungen zielen im Wesentlichen auf Erklärungsmodelle zur Rissentstehung der hier untersuchten Werkstoffe ab. Damit wird hier der Begriff Schädigungsmechanismus dem Begriff Erklärungsmodelle zur Rissentstehung gleichgesetzt.

Bild 2-6 aus [Bat01] zeigt zusammenfassend, welche typischen Rissausgangsorte in dem LCF-, HCF- und VHCF-Bereich an glatten Proben auftreten können. Rissbildung an der Oberfläche (LCF und HCF-Bereich aus **Bild 2-6**) wird dadurch begünstigt [Aur78], dass

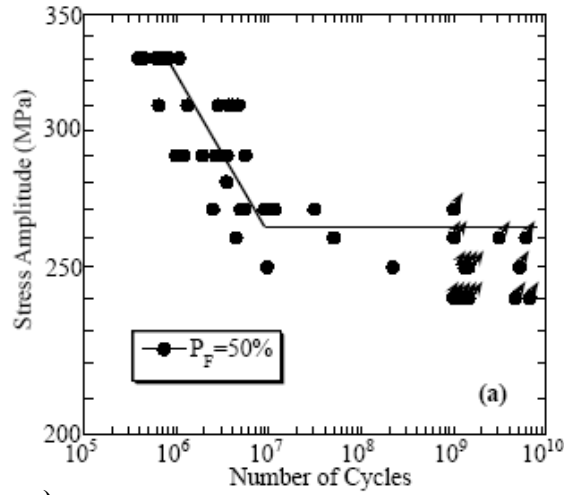
- die Oberfläche fast immer Kerben oder Oberflächenrauigkeiten enthält, die zu örtlichen Beanspruchungskonzentrationen führen,
- die Oberfläche korrosiven Medien frei zugänglich ist,
- die Oberflächenkörner gegenüber Körnern im Probeninneren - in Abhängigkeit von ihrer kristallografischen Orientierung - leichter verformbar sind [Sau00].

Bei reinen Werkstoffuntersuchungen sind die beiden ersten Punkte dahingehend minimiert, dass die glatten Proben mit polierten Oberflächen in den meisten Fällen an Umgebungsluft geprüft werden. Bei diesen polierten Proben bilden sich während der zyklischen Verformung Oberflächenrauheiten in Form von Ex- und Intrusionen (Gleitlinien) aus. Diese Oberflächenrauheit führt zu Spannungskonzentrationen und kann für die Rissbildung verantwortlich sein [Chr91].

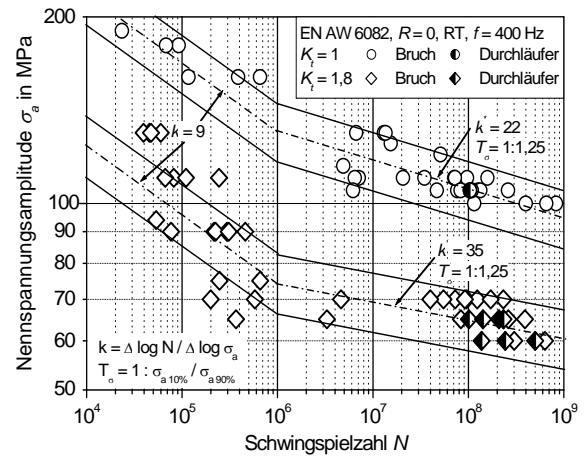
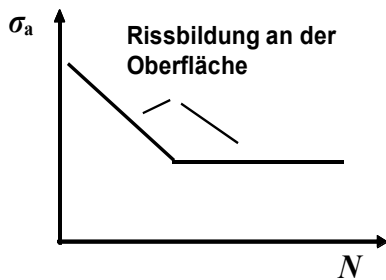
Bathias [Bat04] gibt als Ursache für Rissausgangsorte unterhalb der Oberfläche (VHCF-Bereich aus **Bild 2-6**) Einschlüsse und mikrostrukturelle Inhomogenitäten (z.B. Perlitkolonien) an:

- Das Auftreten von lokalen Dehnungen ist abhängig von der Kornorientierung. In den Körnern mit den höchsten Schmid-Faktoren wird die kritische Schubspannung zuerst erreicht [Got01].
- Es kommt zu Spannungskonzentrationen an Einschlüssen bzw. Poren.
- Die Wahrscheinlichkeit einer Inhomogenität, die zu einer Spannungsüberhöhung führt, ist im Volumen wesentlich größer als an der Oberfläche.

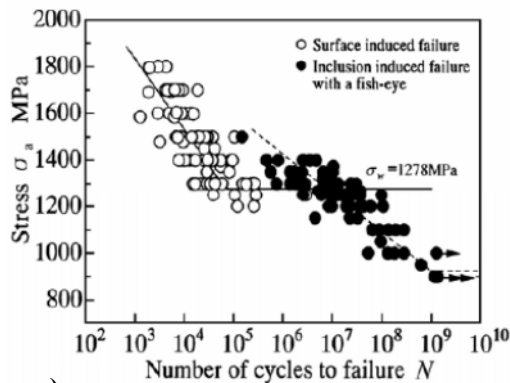
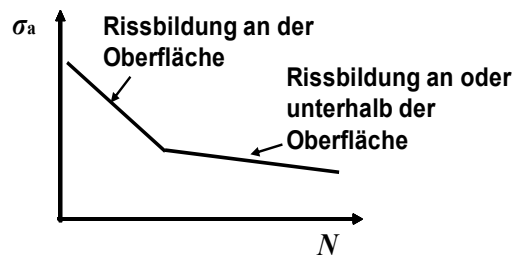
2 Stand des Wissens zum Schwingfestigkeitsverhalten bei sehr hohen Schwingungszahlen



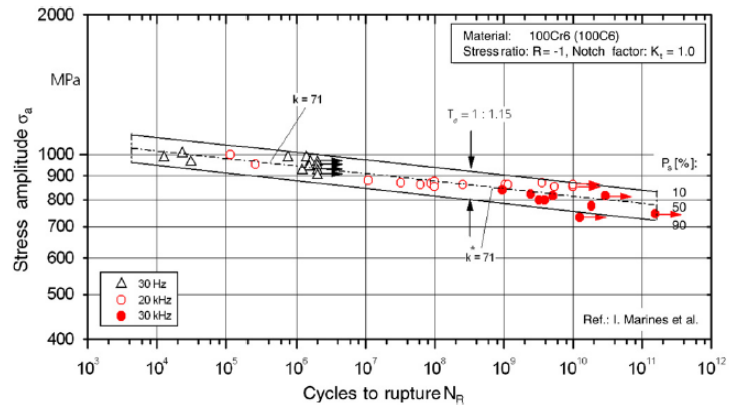
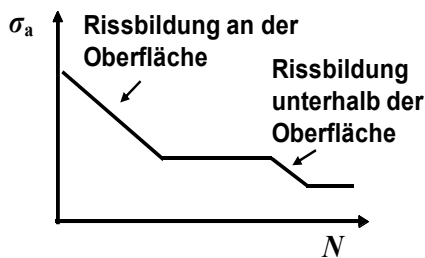
a)



b)



c)



d)

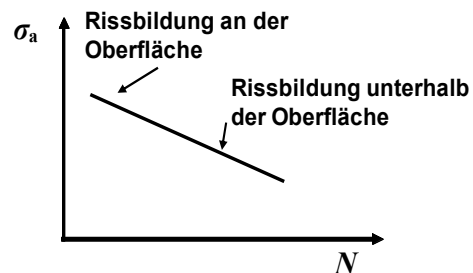


Bild 2-3: Experimentelle Schwingfestigkeitsuntersuchungen für unterschiedliche Werkstoffe mit dem dazugehörigen schematischen Verlauf der Wöhlerlinie **a)** Schwingfestigkeit für Ck15, $R_m = 418 \text{ MPa}$, $R = -1$, $K_t = 1$ [May07], **b)** EN AW-6082 aus [Pyt06] Rissausgang bei $N > 7 \cdot 10^6$ immer unterhalb der Probenoberfläche **c)** hochfester Stahl SUJ2 Umlaufbiegung aus [Sak07], **d)** 100Cr6, $R_m = 2300 \text{ MPa}$ aus [Son07] basierend aus Daten aus [Man01]

2 Stand des Wissens zum Schwingfestigkeitsverhalten bei sehr hohen Schwingspielzahlen

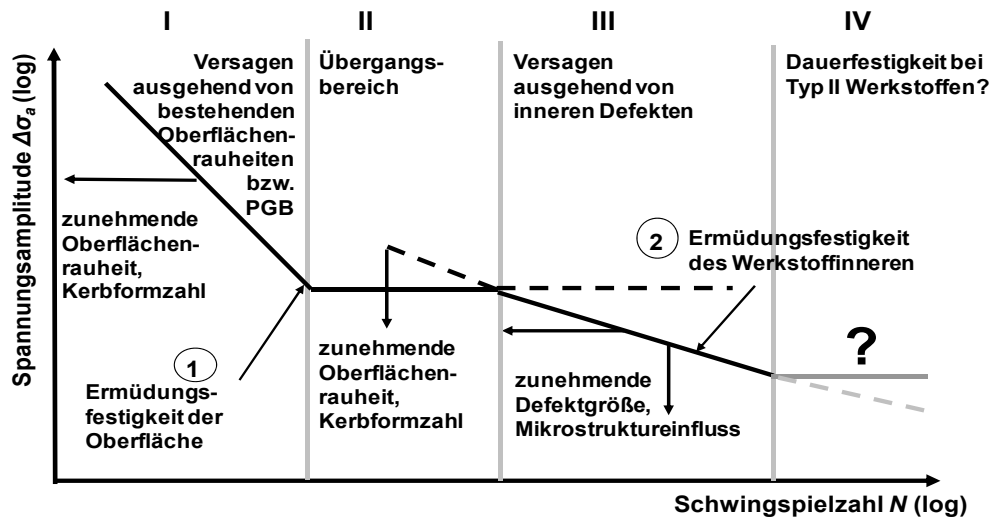


Bild 2-4: Zweifache Wöhlerlinie mit Einflussfaktoren und Rissbildungsstellen in Anlehnung an [Nis99, Tia07, Mug01]

Manchmal wird auch sogenanntes „non-defect“-Versagen [Cha04] beobachtet, d.h. Rissbildungsstellen im Probeninneren ohne einen Nachweis von Heterogenitäten oder Auffälligkeiten bei der fraktografischen Untersuchung am Rasterelektronenmikroskop (REM).

Unter Einbeziehung des in [Tan82] ausführlich beschriebenen Modells zur Akkumulation von Versetzungsdipolen, beschreiben Tanaka und Mura drei Entstehungsarten eines Ermüdungsrisses, die von einem Einschluss ausgehen:

- An der freien Phasengrenzfläche zwischen Einschluss und Matrix bilden sich Gleitbänder, die aufgrund der sich einstellenden Spannungskonzentration als mögliche Rissaussgangsorte wirken.
- Durch Zusammentreffen zweier aktiver Gleitbänder zerbrechen die Einschlüsse.
- Ein Riss bildet sich entlang eines Gleitbandes, das von einem Einschluss ausgeht.

Die zuerst genannte Entstehungsart eines Ermüdungsrisses im VHCF-Bereich tritt hauptsächlich bei höherfesten Stählen auf, die beiden letztgenannten werden bei höherfesten Aluminiumlegierungen beobachtet [Tan82].

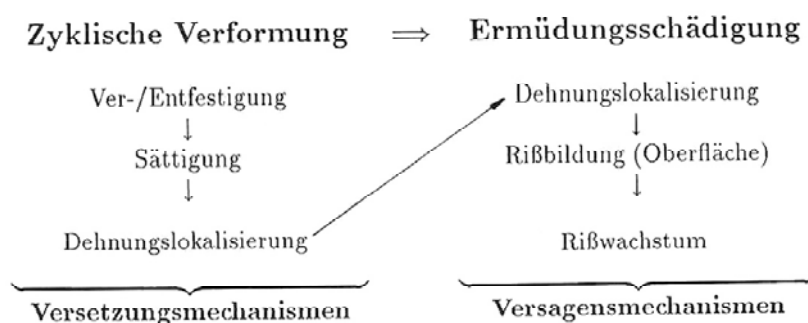


Bild 2-5: Zyklische Verformung und Ermüdungsschädigung, Bild aus [Chr91] nach [Mug84]

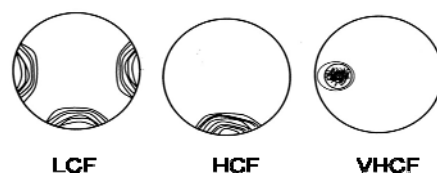


Bild 2-6: Rissaussgangsorte im Querschnitt einer glatten Rundprobe in den unterschiedlichen Lebensdauerbereichen [Bat01]

2.1.4 Regelwerke und Empfehlungen

Für die Bemessung von zyklisch beanspruchten Bauteilen existieren in der industriellen Praxis, teilweise branchenabhängig, verschiedene Regelwerke. Sie enthalten Bauteilwöhlerlinien für den Zeitfestigkeitsbereich in Nenn-, Struktur- oder Kerbspannungen und häufig Werte der Dauerfestigkeit. Die Neigung der Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich ist dabei aus Untersuchungen an gekerbten Proben oder Bauteilen abgeleitet. Für Zug-Druck-Wechsel- bzw. Schwellbeanspruchung werden folgende unterschiedliche Festlegungen zur Abknickschwingspielzahl und zur Annahme einer Dauerfestigkeit getroffen:

- FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“ [FKM03]
Stahl, Gusswerkstoff: horizontaler Verlauf der Wöhlerlinie ab $N_k = 10^6$, ($k = 5$ im Zeitfestigkeitsgebiet)
- Aluminium: Neigung der Wöhlerlinie $k^* = 15$ ab $N_k = 10^6$, horizontaler Verlauf ab $N = 10^8$
- IIW-Recommendations for fatigue design of welded joints and components [Hob08] Stahl und Aluminium: Neigung der Wöhlerlinie $k^* = 22$ ab $N_k = 10^7$. Der Begriff der Dauerfestigkeit wird nicht verwendet.
- Eurocode 3, Design of steel constructions, Part 1 [EC305], Stahl: horizontaler Verlauf der Wöhlerlinie ab $N_k = 5 \cdot 10^6$
- Eurocode 9, Design of aluminium structures, Part 2 [EC901], Aluminium: horizontaler Verlauf der Wöhlerlinie ab $N_k = 10^8$

Die Annahme eines horizontalen Verlaufs der Wöhlerlinie nach einem Abknickpunkt stellt bisher für den Ingenieur in der Auslegung von Bauteilen, im Zusammenhang mit allerdings nur zum Teil praktische Erfahrungen abdeckenden Sicherheitsfaktoren, eine wertvolle Bemessungsgröße dar. Die tatsächlichen Sicherheiten sind nicht bekannt. Betriebsbrüche können daher auftreten, wenn die tatsächliche Bemessungswöhlerlinie nicht bekannt ist und von dem in **Bild 2-7** dargestellten fiktiven horizontalen Verlauf ausgegangen wird [Son05]. In [Son07] wird ausdrücklich darauf hingewiesen, dass ein Abknickpunkt der Wöhlerlinie physikalisch nicht existiert. Die „Wöhlerkurve“ ändert ihre Neigung stetig, also in Form einer Kurve. Der Abknickpunkt ist lediglich eine vereinfachte Annahme zur Abschätzung der Schwingfestigkeit. Im Zeitfestigkeitsgebiet ergibt sich nach [Hai02] durch Anwendung des Konzeptes der normierten Wöhlerlinien für glatte Proben aus den Stählen Ck45 und 42CrMo4 bei $R = -1$ und $R = 0$ ein Neigungsexponent $k = 15$. Für gekerbte Proben beträgt der Neigungsexponent $k = 5$, der so auch in [FKM03] angenommen wird. Damit ist die Zeitfestigkeitsgerade glatter Proben deutlich flacher geneigt als die gekerbten. Im VHCF-Bereich werden aus einer Auswertung experimenteller Ergebnisse und Erfahrungen in [Son05, Son07] Empfehlungen zu dem Neigungsexponenten k^* der Wöhlerlinie nach einem definierten Abknickpunkt N_k für verschiedene Werkstoffe und Werkstoffzustände abgeleitet, **Tabelle 2.1-2**, die für eine Bemessung von Bauteilen verwendet werden können.

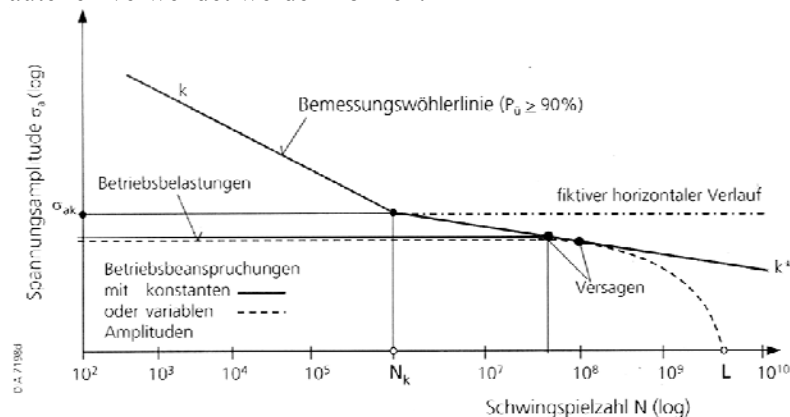


Bild 2-7: Versagen bei Bemessung gegen Dauerfestigkeit unter Annahme eines fiktiven horizontalen Verlaufes der Wöhlerlinie [Son05]

Tabelle 2-1: Empfehlungen zur Berücksichtigung der Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich für verschiedene Werkstoffe nach [Son05], N_k : Abknickpunkt der Wöhlerlinie, k^* : Neigungsexponent nach dem Abknickpunkt, $1/T_\sigma$: Streumaß $\sigma_a(P_{\bar{U}} = 10\%) / \sigma_a(P_{\bar{U}} = 90\%)$

Werkstoff	N_k	k^*	Abfall/ Dekade [%]	$1 / T_\sigma$
Stahl, nicht geschweißt	$5 \cdot 10^5$, hochfest $2 \cdot 10^6$, Baustähle	45	5	1,20
Stahl, geschweißt	$1 \cdot 10^6$, spannungsarm geglüht $1 \cdot 10^7$, hohe Zugeigenspannungen	45 22	5 10	1,50
Stahlguss	$5 \cdot 10^5$, hochfest $2 \cdot 10^6$, mittelfest	45	5	1,40
Sinterstahl	$5 \cdot 10^5$, hochfest $2 \cdot 10^6$, mittelfest	45	5	1,25
Eisengraphitguss	$5 \cdot 10^5$, hochfest $2 \cdot 10^6$, mittelfest	45	5	1,40
Aluminiumknetlegierungen nicht geschweißt	$1 \cdot 10^6$ bis $5 \cdot 10^6$	22	10	1,25
Aluminiumknetlegierungen geschweißt	$1 \cdot 10^6$, geringe Eigenspannungen $1 \cdot 10^7$, hohe Zugeigenspannungen	22	10	1,45
Aluminiumguss	$1 \cdot 10^6$ bis $5 \cdot 10^6$	22	10	1,40
Sinteraluminiumguss	$1 \cdot 10^6$	22	10	1,25
Magnesiumknetlegierungen nicht geschweißt	$5 \cdot 10^4$ bis $1 \cdot 10^5$	45	5	1,20
Magnesiumguss	$1 \cdot 10^5$ bis $5 \cdot 10^5$	45	5	1,30
Magnesiumknetlegierungen geschweißt	$5 \cdot 10^5$, geringe Eigenspannungen $1 \cdot 10^7$, hohe Zugeigenspannungen	22	10	1,50

2.1.5 Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit

Die Schwingfestigkeit für sehr verschiedene Einsatzfälle ist von einer Vielzahl von Einflussfaktoren wie Kerben, Eigenspannungen, Temperatur, korrosive Umgebungsmedien, Belastungsart, Mittelspannung oder variable Betriebsbeanspruchungen abhängig.

Kerben können in vier Gruppen eingeteilt werden, **Tabelle 2-2**. In [Tan04] werden schematische Wöhlerlinien in Abhängigkeit der Kerbschärfe vorgestellt, **Bild 2-8**. Im LCF- und HCF-Bereich ist die Ermüdungsfestigkeit gekerbter Proben deutlich niedriger als die glatter Proben. Diese Differenz wird mit zunehmender Lebensdauer, in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude, geringer [Luk01]. Bei schwach gekerbten Proben kann durch die geringere Kerbwirkung und in Abhängigkeit des Werkstoffs im VHCF-Bereich Versagen ausgehend vom Probeninneren stattfinden. Rissbildung kann also außerhalb des Gebietes der Spannungsüberhöhung im Kerbgrund einsetzen. Bei hinreichend großer Spannungskonzentration (scharfe Kerbe) werden, analog zu klassischen HCF-Tests, ein Abknickpunkt bei ungefähr $N = 10^6$ und ein horizontaler Verlauf der Wöhlerlinie postuliert [Tan04].

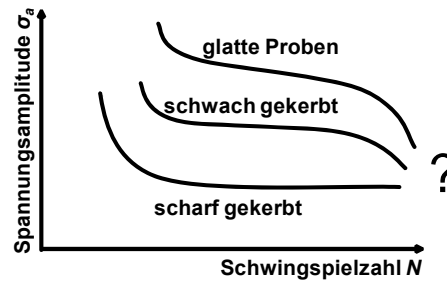


Bild 2-8: Einfluss von Kerben auf die Schwingfestigkeit bis in den VHCF-Bereich, schematisch [Tan04]

Tabelle 2-2: Einteilung von Kerben nach [Ber05]

nach der Entstehung	nach Größenordnung	Bsp. Laborprobe	Bsp. Bauteil
konstruktionsbedingt	makroskopisch	Probe mit umlaufender U- oder V-Kerbe	Querschnittsübergänge, Nuten, Bohrungen
fertigungsbedingt	mikroskopisch	Größe der Oberflächenrauheit	Drehriefen, Gusshaut
werkstoffbedingt	strukturell mikroskopisch	Einschlüsse, unterschiedliche Phasen	Einschlüsse, unterschiedliche Phasen
betriebsbedingt	mikroskopisch	Ätzgrübchen, Größe der Oberflächenrauheit	Korrosionsgrübchen, partieller mech. Abrieb

Die Rolle von Eigenspannungen beim Auftreten von Rissausgängen unterhalb der Oberfläche ist bekannt. Randschichtverfestigungsverfahren wie Festwalzen und Kugelstrahlen führen zu einer Erhöhung der Schwingfestigkeit im HCF-Bereich [Klo86]. Untersuchungen an kugelgestrahlten und nicht kugelgestrahlten Proben aus einem hochfesten Stahl bis 10^9 Schwingspiele ergaben jedoch im hohen Schwingspielzahlbereich keinen signifikanten Unterschied mehr [Shi01]. In [Och07] wurde das Ermüdungsverhalten von kugelgestrahlten Proben im Vergleich zu Proben ohne Druckeigenspannungen an der Oberfläche aus einem bainitischen Gusseisen mit Kugelgraphit (ADI Austempered Ductile Iron) untersucht. Die beiden Wöhlerlinien schneiden sich bei $N = 10^8$, **Bild 2-9**. Die Schwingfestigkeit der kugelgestrahlten Proben ist bei $N = 10^9$ geringer als die der ungestrahlten. Eine Erklärung der Mechanismen bleibt offen. Eigenspannungsmessungen ergaben, dass die Druckeigenspannungen an der Oberfläche mit zunehmender Lebensdauer in diesem Schwingspielzahlbereich nur leicht abnehmen. Der Rissausgang der kugelgestrahlten Variante lag immer unterhalb der Oberfläche im Zugspannungsbereich.

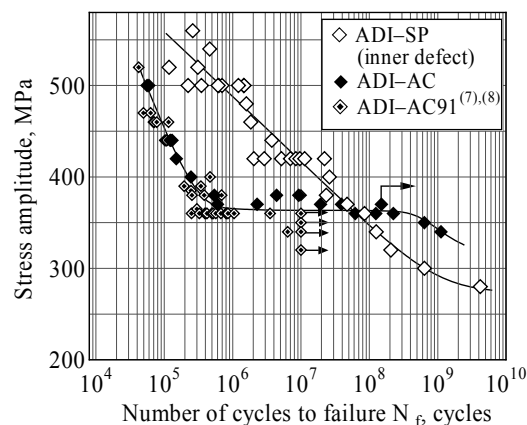


Bild 2-9: Wöhlerlinien glatter Proben aus ADI-AC, ADI-AC91 und kugelgestrahlter glatter Proben aus ADI (ADI-SP), $R = -1$ [Och07]

2.2 Aluminiumlegierungen

Wie in **Bild 2-5** dargestellt, können während der zyklischen Beanspruchung Dehnungslokalisierungen in dem Werkstoff aufgrund von Versetzungsmechanismen stattfinden. Die Dehnungslokalisierungen können zur Rissbildung, dann zum Risswachstum und damit zum Versagen der Probe führen. Im Folgenden sollen die in [Chr91] ausführlich beschriebenen, möglichen Versetzungsanordnungen für Aluminium im LCF- bzw. HCF- Bereich kurz dargestellt werden. Anschließend werden die Versetzungsmechanismen für ausscheidungsgehärtete Aluminiumlegierungen etwas ausführlicher behandelt. Danach erfolgt eine Auswertung der vorhandenen Literatur hinsichtlich des Schwingfestigkeitsverhaltens und der fraktografischen Mikrostruktur der Bruchflächen von Aluminiumknetlegierungen sowie der in der Literatur vorgestellten Schädigungsmechanismen im VHCF-Bereich.

Bei Metallen kommt es in Abhängigkeit vom Gleitcharakter und von der Beanspruchungsamplitude zur Ausbildung von unterschiedlichen Versetzungsanordnungen, **Bild 2-10**, [Chr91, Chr98]: Im Folgenden werden kubisch-flächenzentrierte Metalle betrachtet:

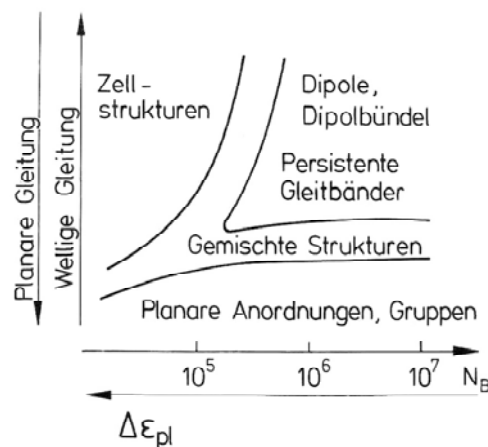


Bild 2-10: Versetzungsanordnung zyklisch beanspruchter kubisch-flächenzentrierter Metalle in Abhängigkeit von Gleitcharakter und Bruchschwingspielzahl aus [Chr91] nach [Fel68] und [Luk72]

Der Gleitcharakter beschreibt die Tendenz eines Metalls zur Ausbildung dreidimensionaler Versetzungsstrukturen. Er hängt von der Stapelfehlerenergie und in Legierungen noch stark von Nahordnungs- und Nahentmischungsvorgängen ab. Der planare Gleitcharakter führt dabei zu einer planaren Versetzungsanordnung, in der die Versetzungen ihre Gleitebene nicht verlassen können. Bei welliger Gleitung sind die Versetzungen in der Lage, ihre Gleitebene zu verlassen, und können damit eine räumliche (wellige) Versetzungsanordnung bilden. Nur vollständige Schraubenversetzungen sind durch Quergleitung fähig, ihre Gleitebenen zu wechseln. Versetzungen können sich aber in zwei Teilversetzungen aufspalten. Die treibende Kraft hierbei ist die geringere Energie zweier Teilversetzungen im Vergleich zu einer vollständigen Versetzung, da die Energie einer Versetzung quadratisch mit ihrem Burgersvektor ansteigt [Got01]. Die Zerlegung einer vollständigen Versetzung mit dem Burgersvektor \mathbf{b}_1 in zwei Partialversetzungen (Shockley-Partialversetzungen) mit den Burgersvektoren \mathbf{b}_2 und \mathbf{b}_3 lässt sich folgendermaßen darstellen:

$$\vec{b}_1 = \vec{b}_2 + \vec{b}_3 \quad (\text{Gl. 2-1})$$

$$\frac{1}{2}\langle 110 \rangle = \frac{1}{6}\langle 211 \rangle + \frac{1}{6}\langle 12\bar{1} \rangle \quad (\text{Gl. 2-2})$$

Sie führt zu einem Stapelfehler. Der Stapelfehler beschreibt die Änderung der Stapelfolge ABCABCA der $\{111\}$ -Ebenen (Gleitebene im kfz-Gitter) zu der Stapelfolge ABCACABC, **Bild 2-11**, mit Erläuterungen.

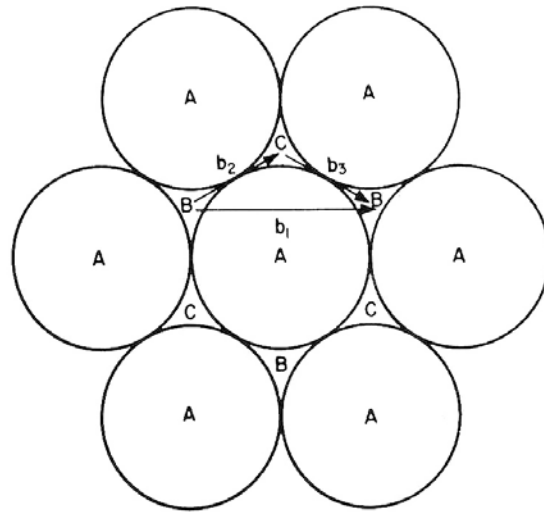


Bild 2-11: Ausschnitt einer $\{111\}$ -Ebene des kubisch-flächenzentrierten Kristallgitters mit den Positionen der Atome der darüber liegenden Ebenen, **A**: Atommittelpunkte der dargestellten $\{111\}$ -Ebene, **B**: Position der Atommittelpunkte der auf A liegenden $\{111\}$ -Ebene, **C**: Position der Atommittelpunkte der auf B liegenden $\{111\}$ -Ebene, Stapelfolge: ABC, b_1 : Burgersvektor der nicht aufgespaltenen Versetzung gemäß Gl. 2-2, Einwirken von b_1 ergibt eine Verschiebung der Atome auf B-Positionen, Stapelfolge ABC, b_2 und b_3 : Partialversetzungen gemäß Gl. 2-2, Einwirken von b_2 ergibt den Stapelfehler ACA, Einwirken von b_3 hebt diesen Stapelfehler wieder auf und ergibt ACABC

Die Partialversetzungen stoßen sich aufgrund ihrer elastischen Wechselwirkung ab. Mit der Trennung der beiden Partialversetzungen ergibt sich eine Vergrößerung des Stapelfehlers. Der Stapelfehler ist aber für das kubisch-flächenzentrierte Gitter eine Störung und deshalb mit einer Energieerhöhung verbunden, der Stapelfehlerenergie. Das heißt, die Aufspaltungsweite der Partialversetzungen ergibt sich bei Kräftegleichgewicht aus elastischer Abstoßung der Partialversetzungen und Stapelfehlerenergie (= Kraft pro Versetzungslänge). Bei hoher Stapelfehlerenergie ist damit die Aufspaltungsweite gering. Da der Burgersvektor der Partialversetzungen - im Gegensatz zu dem einer vollständigen Versetzung - nur in einer einzigen $\{111\}$ -Gleitebene liegt, können diese nicht auf eine andere $\{111\}$ -Ebene wechseln. Die Rekombination beider Partialversetzungen zu einer vollständigen Versetzung ist damit die Voraussetzung für die Quergleitung. Dies entspricht aber nicht dem Kräftegleichgewicht und ist somit mit einer zusätzlichen Kraft verbunden. Daraus folgt, dass Quergleitung umso eher möglich ist, je geringer die Aufspaltungsweite ist.

Für reines Aluminium ergibt sich daraus, dass aufgrund seiner hohen Stapelfehlerenergie die Aufspaltungsweite der Partialversetzungen gering ist. Damit ist Quergleitung der vollständigen Versetzung möglich (welliger Gleitcharakter) und es kann sich eine räumliche (wellige) Versetzungsanordnung bilden. In **Bild 2-12** ist die Quergleitung bei Versetzungsaufspaltung dargestellt. Die Partialversetzungen rekombinieren lokal zu einer vollständigen Versetzung, um auf eine Quergleitebene zu wechseln, **Bild 2-12a**. Die Versetzung spaltet nun erneut auf der Quergleitebene auf, **Bild 2-12b**. Durch eine Schubspannung in der Quergleitebene kommt es zur Versetzungsbewegung, **Bild 2-12c**.

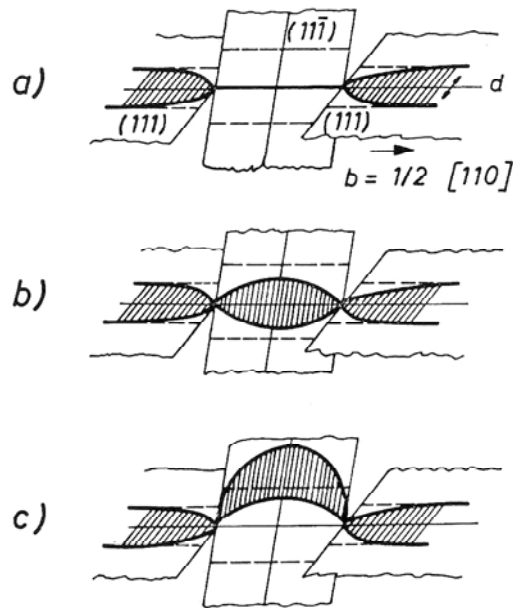


Bild 2-12: Vorgang des Quergleitens bei aufgespaltener Versetzung aus [Chr91] nach [See57], **a)** Rekombination von Partialversetzungen und Wechsel auf eine Quergleitebene, **b)** Aufspalten der Versetzung auf der Quergleitebene, **c)** Wirkung einer Schubspannung in der Quergleitebene

Bei ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen können folgende Effekte auftreten [Chr98, Mug84-1]:

Die festigkeitssteigernden, kohärenten (bzw. teilkohärenten) Teilchen können bei Anliegen einer äußeren Spannung von Versetzungen geschnitten werden [Got01]. Dies ist möglich, da sich die kristallografischen Ebenen und Richtungen der Matrix in der Ausscheidung mit leichter Verzerrung fortsetzen. Liegt so ein Teilchen in einer Gleitebene, dann schneidet die erste Versetzung unter etwas erhöhter Schubspannung das Teilchen entlang ihrer Gleitebene. Bei der Abscherung wird die in der Gleitebene liegende Fläche des Teilchens reduziert. Die nächsten Versetzungen werden der ersten folgen, da die Versetzungsbewegung in dieser reduzierten Fläche leichter ist. Die Kraft, die auf die Versetzung wirken muss, damit diese eine Ausscheidung schneiden kann, ist proportional zum Teilchenradius. Dieser verringert sich nach jedem Schneidprozess. Für die nachfolgenden Versetzungen ist es damit günstiger sich auf genau der gleichen Gleitebene zu bewegen. Dies führt zu einer Lokalisierung der Versetzungsbewegung auf einzelne Gleitebenen. Ausscheidungsgehärtete Legierungen mit schneidbaren (kohärenten) Teilchen haben damit einen planaren Gleitcharakter.

Durch wiederholtes Schneiden der Teilchen im Verlauf vieler Belastungszyklen kann die Teilchenhärtung lokal teilweise oder fast ganz abgebaut werden. Dafür werden verschiedene Mechanismen aufgeführt [Chr91, Chr98, Mug84]:

- Durch mehrfaches Schneiden der Teilchen reduziert sich deren Größe so stark, eventuell bis unter die kritische Keimgröße, dass diese nicht mehr stabil sind, sondern aufgelöst werden.
- Geordnete Ausscheidungsteilchen werden beim Schneiden durch Versetzungen entordnet, so dass sie einen Teil ihrer Hinderniswirkung verlieren.
- Die Gleitbänder bilden sich aufgrund von Gefügeheterogenitäten an Stellen, die entweder ausscheidungsfrei sind oder mit weniger wirksamen Ausscheidungen belegt sind, wie z.B. ausscheidungsfreie Säume an den Korngrenzen (PFZ, precipitate-free zones).

Schneiden und auch erneutes Auflösen von Ausscheidungen in ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen wird in [Lüt84] für den HCF-Bereich und in [Tao04] für den VHCF-Bereich als wahrscheinliche Versagensursache angegeben.

Inkohärente Teilchen (überalterter Zustand) werden von Versetzungen umgangen (Orowan-Mechanismus). Durch Wechselwirkung der Versetzungen untereinander werden die Versetzungen zur Umgehung eines Hindernisses unterschiedliche Gleitebenen benutzen und damit eine räumliche (wellige Gleitung) Anordnung bilden. Im Gegensatz zu den kleineren kohärenten Teilchen nimmt die festigkeitssteigernde Wirkung der inkohärenten Teilchen mit zunehmender Schwingspielzahl nicht ab. In [Stö07] wurde das Schwingfestigkeitsverhalten einer maximal ausscheidungsgehärteten und einer überalterten Ni-Basislegierung vergleichend untersucht. Hier wurde festgestellt, dass der überalterte Zustand trotz einer wesentlich niedrigeren statischen Festigkeit eine höhere Schwingfestigkeit aufweist. In [Chr91] wird deutlich herausgestellt, dass ein für einsinnige Verformung hinsichtlich Festigkeit optimierter Gefügezustand für zyklische Beanspruchungsbedingungen sehr schlecht geeignet sein kann.

In [Chr91] werden Untersuchungen zur sich durch zyklische Beanspruchung einstellenden Versetzungsstruktur der technischen Legierung AlZnMgCu0,5 unter anderem im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand vorgestellt: Es bildet sich bei dieser Legierung kein Versetzungsnetzwerk aus. Zu erkennen sind Versetzungen, die sich zwischen den Teilchen aufspannen und durch diese in ihrer Bewegung behindert werden. Ein Hinweis auf stattfindende Schneidprozesse wurde nicht beobachtet. In [Chr91] wird daraus geschlossen, dass der Abstand der festigkeitssteigernden Teilchen zu gering ist, um die Bildung von Versetzungsstrukturen zwischen den Ausscheidungen zu ermöglichen. Die Mikrostruktur und damit das zyklische Verformungsverhalten werden durch die Geometrie und Verteilung der Ausscheidungen sowie von der Art der Wechselwirkung zwischen Ausscheidungen und Versetzungen bestimmt [Chr98].

Versagen ausgehend von groben Teilchen

In [Mun01] aus [Lan01] wird an einer 9 mm dicken Probe aus der Legierung AlCu5 ein Schwingungsriß nachgewiesen, der von einem groben Al_2Cu -Partikel ca. 1 mm unterhalb der Oberfläche ausgeht. Es werden allerdings keine Angaben zur Spannungsamplitude bzw. Bruchschwingspielzahl gemacht. Auf dem REM-Bild befindet sich der Einschluss auf einer ebenen Fläche mit einem Durchmesser von ca. 0,3 mm. In unmittelbarer Umgebung des Einschlusses werden ausgeprägte Gleitspuren auf der Bruchfläche beobachtet und erst im Abstand von 1-2 Körnern dann Schwingstreifen.

Non-Defect-Versagen

Zur Einordnung der im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Schwingfestigkeiten an Aluminiumlegierungen wurde die Literatur hinsichtlich der Höhe des Schwingfestigkeitsabfalles, des Rissausgangsortes und der Schädigungsmechanismen bei hohen Schwingspielzahlen ausgewertet. Die **Tabelle 2-3** enthält die wesentlichen Ergebnisse. Die ausgewerteten Neigungsexponenten k^* liegen hierbei zwischen 10 und 28. Mit diesen an unterschiedlichen Aluminiumlegierungen bis zu hohen Schwingspielzahlen durchgeführten Untersuchungen wird die klassische Lehrmeinung - geneigter Verlauf der Wöhlerlinie im HCF-Bereich - bestätigt und für den VHCF-Bereich erweitert. Versagen geht oftmals - auch im VHCF-Bereich - von der Probenoberfläche aus [Bat01, May06, Wan06, Sri07, Zim07]. Non-Defect-Versagen im Probeninneren wird von [Tao04] und ausgehend von einem plateauförmigen Bereich im Probeninneren von [Höp10] und [Cre10] nachgewiesen. Spaltförmige Flächen, allerdings nicht als Rissausgang, sondern im weiteren Verlauf der Schwingbruchfläche, werden von [May06, Wan06, Sri07] gefunden. Rissausgangsort und Schädigungsmechanismus sind eng miteinander verknüpft. Bei der Auswertung der vorhandenen Literaturdaten von Aluminiumlegierungen sind die folgenden zwei Hypothesen zu den Ursachen der Rissbildung bei hohen Schwingspielzahlen aufgefallen:

Schädigungsmechanismus als Funktion der lokalen mechanischen Eigenschaften der Matrix

In [Höp10] und [Höp11] wird für die Aluminiumknetlegierung EN AW-6082 eindeutig festgestellt, dass lokale mechanische Eigenschaften der Matrix den Rissausgangsort im VHCF-Bereich bestimmen:

2 Stand des Wissens zum Schwingfestigkeitsverhalten bei sehr hohen Schwingspielzahlen

Das Schwingfestigkeitsverhalten der Legierung EN AW-6082 wurde kraftgeregelt ($f = 130$ Hz) bei $R = -1$ an glatten Proben in drei verschiedenen Wärmebehandlungszuständen untersucht: im Anlieferungszustand, im maximal ausscheidungsgehärteten und im überalterten Zustand. Im Anlieferungszustand hat bisher eine Probe bei einer Schwingspielzahl von $N \approx 10^8$ bei einer Spannungsamplitude von 120 MPa versagt. Der Rissausgang befindet sich unterhalb der Oberfläche und weist einen plateauförmigen Bereich auf, senkrecht zur Beanspruchungsrichtung. Es wurden keine Defekte, Einschlüsse oder „supergrains“ nachgewiesen. Der Begriff „supergrain“ wird in [Dav07] eingeführt und beschreibt Cluster von kristallografisch ähnlich orientierten Körnern. Zwei Proben im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand versagten ebenfalls bei hohen Schwingspielzahlen. Hier ging der Riss von der Oberfläche aus, Gleitspuren konnten in der Nähe des Rissausgangs nachgewiesen werden. Im Anlieferungszustand ist die Zugfestigkeit geringer als im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand, allerdings bei einer wesentlich höheren Matrixhärte. Die Matrixhärte wurde durch Nanoindentierung, ein Härtemessverfahren im Nanometerbereich, ermittelt. Damit konnte die Härte in der durch Ausscheidungen unbeeinflussten Matrix bestimmt werden. Der Widerspruch zwischen Matrixhärte und Zugfestigkeit wird in [Höp11] wie folgt erklärt: Im Anlieferungszustand ist die Matrix (zusätzlich zur Ausscheidungshärtung) durch gelöste Atome mischkristallverfestigt und weist damit eine höhere lokale Matrixfestigkeit auf. Die festigkeitssteigernden Ausscheidungen liegen hier vor, aber nicht im optimalen Zustand. Im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand ist die Matrix weicher als im Anlieferungszustand, da sie weniger mischkristallverfestigt ist; allerdings liegen hier die Ausscheidungen in einem optimalen Zustand vor. Aufgrund der optimalen Ausbildung der festigkeitssteigernden Ausscheidungen ist die Zugfestigkeit für den maximal ausscheidungsgehärteten Zustand höher als für den im Anlieferungszustand. Da die Matrixhärte im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand geringer ist, kann hier bei zyklischer Beanspruchung lokalisierte plastische Verformung viel leichter stattfinden als in dem Anlieferungszustand (höhere Matrixhärte). Die plastische Dehnungsamplitude (bei gleicher Spannungsamplitude) ist für den maximal ausscheidungsgehärteten Zustand mit der weicheren Matrix höher als für den Anlieferungszustand mit der größeren Matrixhärte. Daraus wird geschlossen, dass im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand eher irreversible Gleitung auftritt und damit die plastische Dehnungslokalisierung an der Oberfläche stattfindet. Die plastische Dehnungsamplitude bei den Proben im Anlieferungszustand ist wesentlich niedriger, da die Matrixhärte höher ist. Daher kann keine oder nur wenig irreversible zyklische Gleitung stattfinden. Damit können Inhomogenitäten im Probeninneren wie z.B. Einschlüsse, Ausscheidungen, extrem große Körner etc., die zu einer Spannungskonzentration führen, in ihrer direkten Umgebung lokale plastische Dehnung hervorrufen. Dies entspricht einem ersten Keim für einen Mikroriss.

Schädigungsmechanismus durch Bildung von lokalen Ermüdungshohlräumen

Das Schwingfestigkeitsverhalten der Aluminiumknetlegierungen EN AW-7075-T6, EN AW-6061-T6 und EN AW-2024-T4 wurde bei $R = -1$ mit Hilfe der Ultraschallschwingprüftechnik ($f = 20$ kHz) in [Wan04, Wan06, Wan10, Sri07] untersucht. Alle drei Legierungen weisen im VHCF-Bereich einen weiteren Abfall der Schwingfestigkeit mit einem Neigungsexponenten von ungefähr $k^* = 22$ auf. Das Versagen geht in den meisten Fällen von der Oberfläche aus. Die Bruchflächen zeigen Ermüdungshohlräume (fatigue voids) und Spaltflächen (cleavages) sowie eine Federstruktur. Diese Hohlräume als Rissausgangsort werden sowohl bei statischer als auch bei zyklischer Beanspruchung beobachtet. Sie bilden sich, wie für statische Beanspruchung bekannt, an primären intermetallischen Teilchen. Im weiteren Verlauf der Schwingbruchfläche existieren Spaltflächen. Die Hypothese zum Schädigungsmechanismus lautet hier, dass durch Bildung, Wachstum und schließlich Koaleszenz von Mikrohohlräumen, ein wachstumsfähiger Riss initiiert werden kann.

Tabelle 2-3: Auswertung ausgewählter Literatur zum Schwingfestigkeitsabfall und Schädigungsmechanismus bei hohen Schwingspielzahlen glatter Proben aus Aluminiumknetlegierungen. Die Bezeichnungen der Aluminiumlegierungen wurden aus den jeweiligen Veröffentlichungen übernommen. k^* : Neigung bei hohen Schwingspielzahlen (grafisch aus den veröffentlichten Diagrammen ermittelt, die Werte unterliegen damit einer gewissen Ungenauigkeit) **k. A.:** keine Angaben, ¹⁾: max. ausscheidungsgehärtet, **USP:** Ultraschallschwingprüfung, $f = 20$ kHz

Legierung und Bemerkungen	k^*	Rissausgangsort	möglicher Schädigungsmechanismus	Literatur
AA2024 $R = -1$, USP	20	Oberfläche	k. A.	[Bat01]
EN AW-6082, überaltert $R = -1$	17	dicht unterhalb der Oberfläche, plateauförmige Bereiche	Entstehung von Mikrohohlräumen als mögliche Rissausgangsorte	[Cre10]
AlCu5 feine Ausscheidungen $R = 0$, $f = 40$ Hz	15	k. A.	k. A.	[Lan79]
2024-T351 $R = -1$, USP	13	Oberfläche	spaltförmige Flächen auf Schwingbruchfläche	[May06]
EN AW-5083, EN AW-6082-T6 $R = -1$	22 nach [Son05]	k. A.	k. A.	[Mor06]
AA7075-T6, AA2024-T4, AA6061-T6 $R = -1$, USP	22	Oberfläche	Bildung und Koaleszenz von Ermüdungshohlräumen, Spaltflächen, Federstruktur, transkristallin	[Sri07] [Wan04] [Wan06] [Wan10]
2024-T351, AlZnMgCu1.5-T66, $R = -1$, USP	10 12	Oberfläche	k. A.	[Sta01]
AA2219, AA6061, $R = -1$	28, 18	Oberfläche, unterhalb der Oberfläche	Wiederauflösen von Ausscheidungen, Entfestigung	[Tao04]
EN AW-6082 ¹⁾ $R = -1$, USP	13	Oberfläche	k. A.	[Zim07]

2.3 Vergütungsstähle

Nach [Wie67] ist, unter Annahme einer Dauerfestigkeit, bekannt, dass für niedrig- und mittelfeste Stähle eine lineare Korrelation zwischen Zugfestigkeit bzw. Härte und Schwingfestigkeit, in Abhängigkeit von der Kerbschärfe, existiert. Mit zunehmender Zugfestigkeit des Stahls nimmt auch seine Schwingfestigkeit zu. Bei höherfesten Stählen, mit einer Härte von ca. > 400 HV gilt dieser Zusammenhang nicht mehr, **Bild 2-13**. Hier zeigt sich - nach Erreichen eines Maximums - ein wesentlich größeres Streuband. Bei weiterer Steigerung der statischen Festigkeit wird eine geringe bzw. gar keine Steigerung der Schwingfestigkeit erreicht. Bei einer Auftragung in [Mur03] wird sogar von einem Abfall der Schwingfestigkeit bei noch höheren statischen Festigkeiten ausgegangen. Hier [Mur03] wird als Ursache für die nicht zu steigernde Schwingfestigkeit die kritischer werdende Wirkung von Einschlüssen bzw. deren Größe mit steigender statischer Festigkeit gesehen. In [VDE84] wird gezeigt, dass mit Verbesserung des Reinheitsgrads die Schwingfestigkeit auch im Zeitfestigkeitsbereich und im Schwingspielzahlbereich $10^6 < N < 10^7$ zunimmt. Die sulfidischen Einschlüsse sind in den meisten Fällen Mangan- oder Calciumsulfide. Diese stellen sich im ungeätzten Zustand im Schliffbild unter dem Lichtmikroskop hellgrau dar. Die langgestreckte Form

2 Stand des Wissens zum Schwingfestigkeitsverhalten bei sehr hohen Schwingspielzahlen

(Strichform) resultiert aus der Umformvorgeschichte des Werkstoffs. Durch die relativ gute Verformbarkeit und geringe Mikrohärtigkeit von 170 HV werden die Mangansulfide während der Warmumformung im gleichen Verhältnis wie die Matrix gestreckt. Es entstehen hierbei keine Mikrorisse [Ble01]. Die oxidischen Einschlüsse sind in den meisten Fällen Aluminium- und/ oder Calciummischoxide wie z.B. $(\text{CaO}) \cdot (\text{Al}_2\text{O}_3)_2$, $(\text{CaO}) \cdot (\text{Al}_2\text{O}_3)$, $(\text{CaO}) \cdot (\text{Al}_2\text{O}_3)_6$. Diese stellen sich im ungeätzten Zustand im Schliffbild unter dem Lichtmikroskop schwarz dar. Die globularen Oxide sind mit einer Vickershärte je nach chemischer Zusammensetzung von 930 HV bis 2200 HV zu hart, um bei der Warmumformung mit eingeformt zu werden. Aus diesem Grund ist dort das Auftreten von Mikrorissen sowie von Zugeigenspannungen an der Phasengrenzfläche zwischen Einschluss und Matrix wahrscheinlich [Ble01]. Viele Untersuchungen im Rahmen der VHCF-Forschung beschäftigen sich mit hochfesten Stählen. Hier wird überwiegend ein weiterer Abfall der Schwingfestigkeit bei hohen Schwingspielzahlen festgestellt. Rissausgang ist bei glatten, oftmals polierten Proben in den meisten Fällen ein Einschluss im Probeninneren. Bei glatten Proben mit Oberflächenbehandlungen, wie z.B. Kugelstrahlen oder Einsatzhärten, werden auch non-defect Rissausgänge in einer aus der Oberflächenbehandlung abzuleitenden Entfernung von der Oberfläche beobachtet [Tra81, Klo87, Woh87]. Die zahlreichen Literaturstellen wurden im Hinblick auf die Fragestellung nach zwei Gesichtspunkten ausgewertet: Zum einen, wie groß der Schwingfestigkeitsabfall im VHCF-Bereich ist (Neigungsexponent k^*). Zum anderen welche Art bzw. Größe der Einschlüsse zu einer Rissbildung im Probeninneren führt. Die Ergebnisse hierzu sind in **Tabelle 2-4** zusammengefasst. Im Wesentlichen existieren zwei Modelle zu den Schädigungsmechanismen von hochfesten Stählen im VHCF-Bereich, d. h. zur Bildung eines wachstumsfähigen Risses an einem Einschluss. Das Modell nach Murakami [Mur06] geht von einer zusätzlich zur zyklischen Beanspruchung wirkenden Wasserstoffversprödung aus. Das Modell von Sakai [Sak06, Sak07] geht von einer Bildung eines feingranularen Bereiches um den Einschluss aus. Im Folgenden sollen diese beiden Modelle erläutert werden.

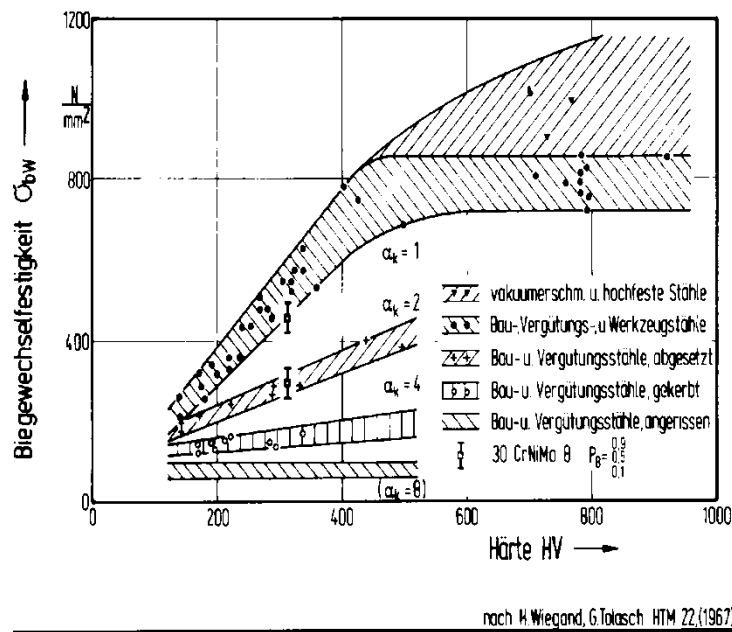


Bild 2-13: Zusammenhang zwischen Biege-wechselfestigkeit und Härte für verschiedene Kerbzustände [Wie67]

Tabelle 2-4: Auswertung von ausgewählter Literatur zum Schwingfestigkeitsabfall und Schädigungsmechanismus bei hohen Schwingspielzahlen verschiedener Stähle. Die Stahlbezeichnungen wurden aus den jeweiligen Veröffentlichungen übernommen. ¹⁾: Die Neigung der Wöhlerlinie bei hohen Schwingspielzahlen k^* und die Größe der Einschlüsse wurden grafisch aus den veröffentlichten Bildern ermittelt; die Werte unterliegen damit einer gewissen Ungenauigkeit. **OG**: globulares Oxid, **n-d**: non-defect Versagen, **PI**: Probeninneres

Legierung und Bemerkung	k^* ¹⁾	Rissausgangsort	Größe der Einschlüsse [μm] ¹⁾	Literatur
20MnCr5, einsatzgehärtet, $R = -1$, leicht gekerbt	-	Globulare Oxide im Probeninnern und non-defect Versagen	70	[Bom10]
SUJ2B	23	Einschluss im Probeninneren	<10	[Aki06]
42CrMo4		Oberfläche und Einschlüsse im Probeninneren	10-40	[Bat01] [Bat04]
16MnCrS5, $K_t=1$, $R=-1$, Umlaufbiegung, $N_G = 10^7$	∞	Aluminiumoxid	ca. 50	[Bom05]
100Cr6, $R_m = 2467 \text{ MPa}$, $\sigma_{ES} = 0 - 480 \text{ MPa}$, $R = -1$, $R = 0,1$	-	Oberfläche, Einschlüsse (Aluminiumoxid, Titancarbonitrid) im Probeninneren		[Bom09]
Hochleg. martensitischer/austenitischer Stahl, $R_m=1968 \text{ Mpa}$, $R = 0$	-	Oberfläche, Einschlüsse im Probeninneren, non-defect Versagen im Probeninneren	ca. 15	[Cha04]
JIS 435SCM (34CrMo4), $R = -1$, Varianten: 3 versch. Umformgrade, Probenentnahme parallel (L) und senkrecht zur Umformrichtung (C)	20-40	Probenentnahme (L) globulare Oxide im Probeninneren + Matrix Probenentnahme (C): globulare Oxide und Sulfide +Matrix	Oxid ca. 20 Sulfid ca. 40	[Mak08]
42CrMo4, $R_m \approx 1500 \text{ MPa}$, $R = -1$, Probenentnahme parallel (L) und senkrecht zur Umformrichtung (T)	88	Einschlüsse im Probeninneren	20	[Bay06]

Murakami [Mur99, Mur06] stellte bei einer Vielzahl von hochfesten Stählen fest, dass der Rissausgang im VHCF-Bereich immer von einem nichtmetallischen Einschluss im Inneren der Probe ausgeht. Um diesen Einschluss herum bildet sich eine, im Lichtmikroskop dunkel erscheinende Fläche aus: Optical Dark Area (ODA). Diese weist ein unterschiedliches fraktografisches Erscheinungsbild im Vergleich zu ihrer direkten Umgebung auf. Die Bildung der ODA beruht auf einer Wechselwirkung von Wasserstoffversprödung und zyklischer Schädigung, **Bild 2-14**. Im Metallgitter gelöster, diffusionsfähiger Wasserstoff wird an Fehlstellen (Traps) adsorbiert und wirkt versprödend [Wen00, Ale78]. Phasengrenzflächen bilden hierbei Traps mit einer sehr hohen Bindungsenergie zu Wasserstoff [Wen00]. Unter Zusammenwirkung von Wasserstoffversprödung und zyklischer Beanspruchung bildet sich die raue Oberfläche der ODA aus. Hat die ODA eine kritische Größe erreicht, kann der Riss auch ohne Wasserstoffangebot, rein durch zyklische Beanspruchung weiter wachsen.

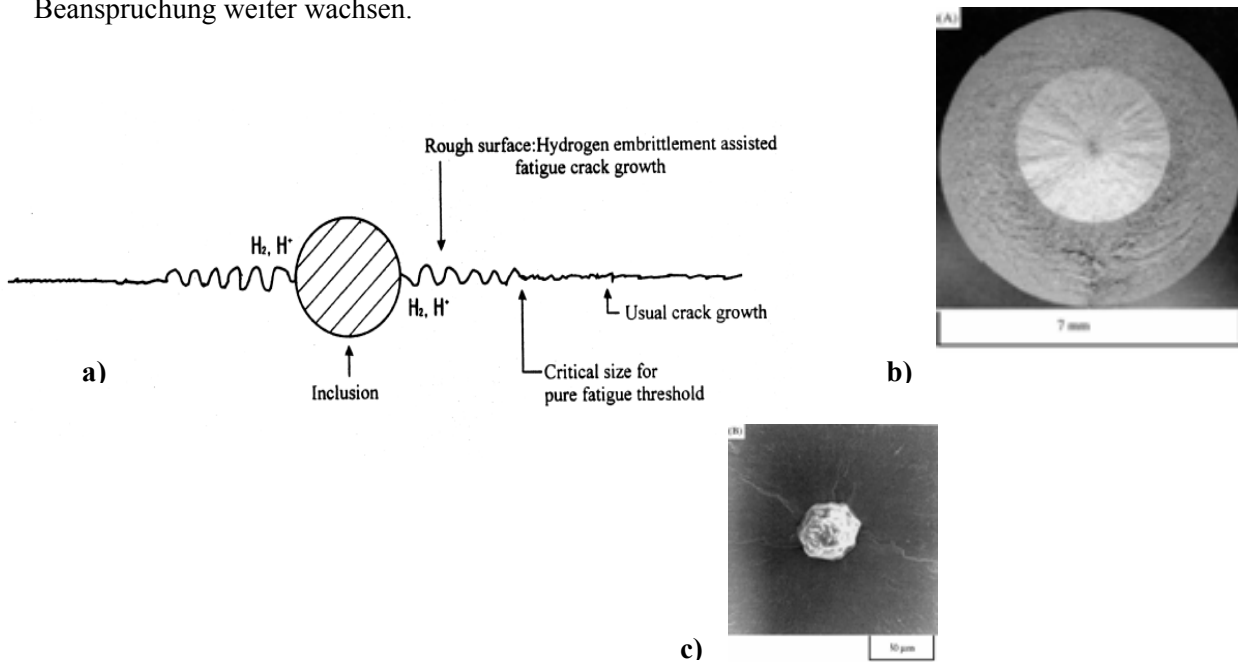


Bild 2-14: a) Versagensmechanismus im VHCF-Bereich (für hochfeste Stähle) nach Murakami [Mur99], b) Übersicht ODA, c) Detail des Einschlusses mit angrenzender ODA [Mur06]

Sakai [Sak06, Sak07] untersuchte die Rissbildung an einem Einschluss im Probeninneren an einem Längsschliff durch den Rissausgang im Transmissionselektronenmikroskop (TEM) sowie durch Röntgendiffraktometrie. Der von ihm angenommene Schädigungsmechanismus ist in **Bild 2-15** dargestellt. Nach sehr hohen Schwingungszahlen kommt es in der Ebene um den Einschluss zu einem räumlichen Verbund von Kleinwinkelkorngrenzen (Polygonisation). Es entsteht ein feingranulares Gebiet. Daran anschließend finden Mikroablösungen an der oberen und unteren Grenzfläche zwischen diesem feinkörnigen Gebiet und der Matrix statt. Das nächste Stadium ist durch Zunahme und Koaleszenz der Mikroablösungen geprägt, bis hin zur kompletten Ablösung. Ein Teil der feinkörnigen Zone gehört zur oberen Bruchfläche und ein Teil zur unteren. Dies ergibt dann das charakteristische feingranulare Aussehen (FGA - finegranular area).

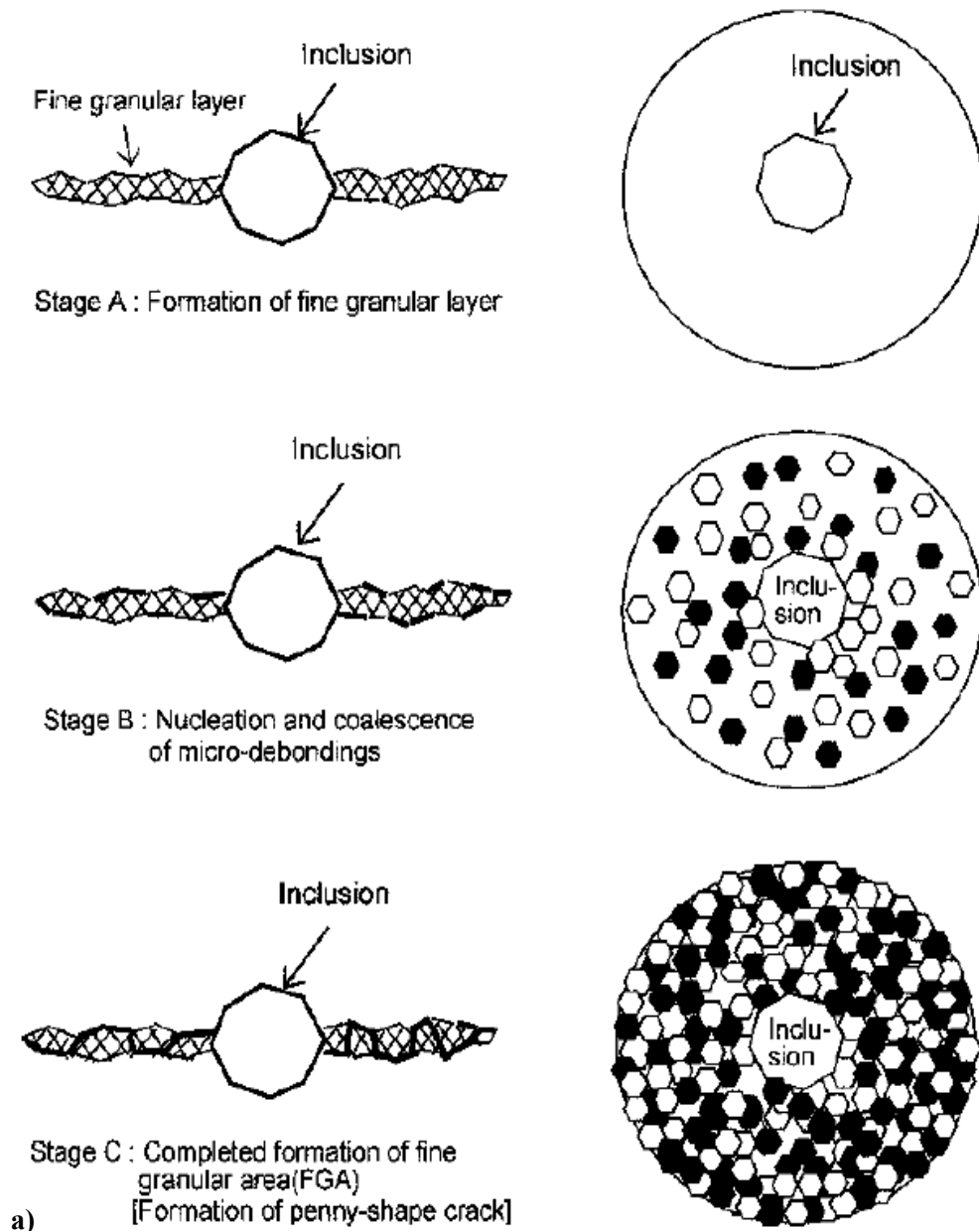


Bild 2-15: a) Schematische Darstellung des Versagensmechanismus nach Sakai [Sa07]; b) Probe, die ausgehend von einem Einschluss im Probeninneren versagte; c) Detail des Rissausgangs aus b)

3 Zielsetzung

Das Ziel dieser Arbeit ist es, das Schwingfestigkeitsverhalten im HCF-Bereich bis zum VHCF-Bereich der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 und des Vergütungsstahls 42CrMo4 in zwei unterschiedlichen Festigkeiten zu untersuchen. Der Schwerpunkt liegt hierbei in den auftretenden Schädigungsmechanismen im VHCF-Bereich.

Schwingfestigkeitsuntersuchungen an glatten Proben sowie fraktografische Untersuchungen lagen für die Aluminiumlegierung EN AW-6082-T5 vor dem Beginn dieser Arbeit aus [Ber04] vor. Bei hohen Schwingspielzahlen versagten die meisten Proben von einem plateauförmigen Bereich unterhalb der Oberfläche. Das fraktografische Erscheinungsbild des Rissausgangs ist demnach mit denen aus [Höp10] und [Cre10] vergleichbar. Weitergehende Untersuchungen hinsichtlich des Schädigungsmechanismus wurden zu dieser Zeit nicht durchgeführt. Das Ziel dieser Arbeit ist es, die Versagensmechanismen beider Aluminiumlegierungen - der Legierung EN AW-6056-T6 und der Legierung EN AW-6082-T5 - vergleichend zu untersuchen und zu klären.

Für hoch- und höchstfeste Stähle ist zum Beispiel aus [Bat04] bekannt, dass bei hohen Schwingspielzahlen oftmals Einschlüsse im Probeninneren das Versagen auslösen und damit ein weiterer Schwingfestigkeitsabfall im VHCF-Bereich einhergeht. Ziel dieser Arbeit war es zum einen der Frage nachzugehen, ob ein häufig eingesetzter Vergütungsstahl mit einer Festigkeit von 1100 MPa im Vergleich zu einem höher vergüteten ($R_m = 1350$ MPa) einen Schwingfestigkeitsabfall im untersuchten Schwingspielzahlbereich (Grenzwert $N_G = 2 \cdot 10^8$) sowie Rissbildung an Einschlüssen aufweist oder nicht. Zur Klärung der Rissinitiierung an Einschlüssen soll eine ausführliche Charaktisierung der Einschlüsse und der den Einschluss umgebenden Matrix vorgenommen werden. Hierbei soll die Frage geklärt werden, ob die Rissbildung aufgrund eines spröden Bruchs des Einschlusses, durch Grenzflächenversagen, durch eine von der Grenzfläche ausgehende Gleitbandbildung [Tan82] oder durch Bildung einer feingranularen Zone [Sak06] erfolgt.

Untersuchungen an glatten Proben dienen dem besseren Verständnis der metallkundlichen Vorgänge im Werkstoff, die schließlich zu einem Versagen der Probe führen können. Die Frage ist nur, ob diese Mechanismen auch bei schwach bzw. stark gekerbten Proben und eventuell noch zusätzlich eingebrachten Druckeigenspannungen auftreten bzw. eine wesentliche Rolle spielen. Nach [Tan04] wird mit zunehmender Kerbschärfe ein eher horizontaler Verlauf der Wöhlerlinie im VHCF-Bereich postuliert. Dieses Postulat soll an der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 anhand von glatten, schwach gekerbten und stark gekerbten Proben überprüft werden. Darüber hinaus ist eine wesentliche Fragestellung, ob es bei noch höheren Schwingspielzahlen in Abhängigkeit von der Kerbschärfe zu einem Schnittpunkt der Wöhlerlinien der glatten mit denen der schwach gekerbten bzw. der stark gekerbten Proben kommt. Dies würde bedeuten, dass selbst bei gekerbten Proben die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffs - also die an glatten Proben bestimmte - die Schwingfestigkeit- bzw. den Schädigungsmechanismus auch bei hohen Schwingspielzahlen bestimmt.

Druckeigenspannungen an der Oberfläche sind im HCF-Bereich eine wesentliche Möglichkeit, die Schwingfestigkeit zu erhöhen. Ob dies so auch auf den VHCF-Bereich übertragbar ist, wird an druckeigenspannungsbehafteten, schwach und stark gekerbten Proben untersucht. Hier ist auch der Ort des Rissausgangs interessant: Liegt dieser aufgrund der Kerbwirkung an der Oberfläche oder eventuell aufgrund von konkurrierenden Kerb- und Eigenspannungswirkungen unterhalb der Oberfläche?

4 Eigene experimentelle Untersuchungen

4.1 Untersuchungen zur Schwingfestigkeit

4.1.1 Schwingversuche / Versuchsvarianten

Es wurden Untersuchungen an den Aluminiumknetlegierungen EN AW-6056-T6 sowie EN AW-6082-T5 [Ber04] und an dem Vergütungsstahl 42CrMo4 in zwei Chargen mit unterschiedlicher Festigkeit durchgeführt. **Tabelle 4-1** zeigt die Versuchsmatrix, in der die Schwingversuchsvarianten mit unterschiedlichen Formzahlen K_t (Anhang B), Beanspruchungsverhältnissen R , Oberflächenzuständen sowie die unterschiedlichen Prüfmaschinen angegeben sind. Die Schwingfestigkeitsergebnisse sowie die mechanischen Kennwerte der Legierung EN AW-6082 lagen zu Beginn dieser Arbeit bereits aus einem Untersuchungsbericht vor [Pyt02]. Weiterhin waren lichtmikroskopische Untersuchungen und eine Bewertung hinsichtlich des Rissausgangs der glatten Schwingproben sowie REM Untersuchungen ausgewählter Proben bis zu einer 500fachen Vergrößerung vorhanden [Pyt02, Ber04]. Zusätzlich zu diesen vorhandenen Ergebnissen wurden bei dieser Arbeit ausführliche mikrostrukturelle und mikrofraktografische Untersuchungen im Hinblick auf den Schädigungsmechanismus durchgeführt.

Zur Untersuchung der jeweils werkstofftypischen Schädigungsmechanismen bei hohen Schwingspielzahlen sind reine Werkstoffuntersuchungen, also solche an glatten Proben, maßgeblich. Eine ausführliche Materialcharakterisierung, vgl. **Abschnitt 5**, ist dabei unerlässlich. Zur Verringerung von Oberflächeneinflüssen wurden die glatten Proben der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 und des Vergütungsstahls mechanisch poliert, vgl. **Abschnitt 4.1.3**. Die Untersuchung möglicher Oberflächenveränderungen geschah bei einigen glatten, mechanisch polierten Proben aus EN AW-6056-T6 derart, dass diese bei gewählten Schwingspielzahlen ausgebaut, ihre Oberflächen einer eingehenden REM-Untersuchung unterzogen und im Anschluss daran wieder in die Prüfmaschine eingebaut wurden. Diese Vorgehensweise wird im Folgenden als unterbrochene Schwingversuche bezeichnet.

Der Mittelspannungseinfluss wurde an glatten Proben in Form eines Vergleiches der Zug-Druck-Wechselfestigkeit ($R = -1$) und der Zugschwellfestigkeit ($R = 0,1$) für die Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 untersucht. Der Mittelspannungseinfluss für den Vergütungsstahl und einen Kugelgrafitguss ist in [Schw09] dargestellt.

Die Untersuchungen des Kerbeinflusses erfolgte am Beispiel der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 durch Vergleich des Schwingfestigkeits- und Bruchverhaltens von glatten, schwach ($K_t = 1,75$) und scharf ($K_t = 4,7$ [Wut07], $K_t = 5,2$ [Schn10-2]) gekerbten Proben. Als scharf gekerbte bauteilähnliche Proben wurden schlusswärmebehandelte Schrauben mit metrischem Gewinde M10 gemäß DIN 13-1 [DIN8] verwendet. Die Ergebnisse zu den gekerbten Proben des Stahls sind ausführlich im Abschlussbericht zu dem Forschungsvorhaben [Schw09] dargestellt.

Die Untersuchungen des Eigen Spannungseinflusses erfolgten ebenfalls am Beispiel der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6. Es wurde ein Vergleich des Schwingfestigkeitsverhaltens der schwach gekerbten Proben ohne und mit kugelgestrahlter Oberfläche sowie bei den stark gekerbten Proben, den Schrauben, vorgenommen. Hierzu lagen die Schrauben in den beiden Varianten „schlusswärmebehandelt“ und „schlussgewalzt“, vgl. **Abschnitte 4.1.3** und **5.2.6**, vor.

Alle Schwingfestigkeitsuntersuchungen fanden kraft geregelt bei Raumtemperatur mit konstanter Beanspruchungsamplitude und bis zum Bruch der Probe statt. Erreichte eine Probe ohne Versagen die Grenzschningspielzahl $N_G > 2 \cdot 10^8$ Schwingspiele, dann wurde diese Probe als Durchläufer gewertet. Solche Durchläufer wurden teilweise anschließend auf einem mehr als 20% höherem Lastniveau erneut bis zum Bruch geprüft und sind in den Darstellungen entsprechend gekennzeichnet.

4 Eigene experimentelle Untersuchungen

Tabelle 4-1: Versuchsmatrix der Schwingversuche, ^{1), 2)}: Unterschiedliche Chargen, **T6:** Lösungsgeglüht und warmausgelagert, **T5:** Abgeschreckt aus der Warmumformungstemperatur und warmausgelagert, ³⁾: Schraube M10, ⁴⁾: K_t aus [Wut07], ⁵⁾: K_t aus [Schn10-2], **mp:** mechanisch poliert, **sw:** schlusswärmebehandelt, **sg:** schlussgewalzt, **VHF/ HFP/ Umbi:** Prüfmaschinen vgl. **Abschnitt 4.1.2**

Werkstoff und Werkstoffzustand	Variante	R_m [MPa]	K_t	Oberfläche	R	Prüfmaschine
EN AW-6056-T6	Al1 ¹⁾	393	1	mp	-1	VHF
	Al2 ¹⁾		1		0,1	VHF
	Al3 ¹⁾		1,75	gedreht	0,1	VHF/ HFP
	Al4 ¹⁾		1,75	kugelgestrahlt	0,1	VHF
	Al5 ^{2), 3)}	412	4,7 ⁴⁾ , 5,1 ⁵⁾	sw	0,1	HFP
	Al6 ^{2), 3)}		4,7 ⁴⁾ , 5,1 ⁵⁾	sg	0,1	HFP
EN-AW-6082-T5 [Py02, Ber04]	Al7	356	1	gedreht	0	VHF
42CrMo4 vergütet	VSS1 ¹⁾	1100	1	mp	-1	VHF, Umbi
	VS1 ²⁾	1350	1		-1	VHF/HFP, Umbi

4.1.2 Prüfmaschinen

Für die Schwingfestigkeitsuntersuchungen unter axialer Beanspruchung kamen eine servohydraulische Prüfmaschine der Firma Instron Schenk (VHF) mit einer maximal möglichen Prüffrequenz von 400 Hz und ein Hochfrequenzpulsator (HFP) in einem Frequenzbereich von 150 - 180 Hz zum Einsatz.

Bei den Schwingfestigkeitsexperimenten an der servohydraulischen Prüfmaschine wurde zu Beginn einer Versuchsvariante die Probentemperatur mit einem Thermoelement gemessen und dokumentiert. Überstieg die Probentemperatur 40 °C, wurde eine niedrigere Prüffrequenz gewählt. Im Zeitfestigkeitsgebiet wurde daher meistens mit einer niedrigeren Frequenz geprüft als im Übergangsbereich zwischen HCF und VHCF. Hier konnte häufig die maximal mögliche Prüffrequenz von 400 Hz eingesetzt werden.

Zur Ergänzung fanden Schwingfestigkeitsuntersuchungen unter Umlaufbiegebeanspruchung statt. Hierzu standen vier Umlaufbiegemaschinen (Umbi) zur Verfügung, die bei Frequenzen von 23 Hz oder 46 Hz arbeiteten. In **Tabelle 4-2** sind die versuchsrelevanten Maschinendaten zusammengefasst.

Tabelle 4-2: Eingesetzte Prüfmaschinen

Prüfmaschine	Frequenz [Hz]	Versuchsdauer bis $N_G=2 \cdot 10^8$ [d]
Umlaufbiegemaschine (Umbi)	23 oder 46	38,6
Hochfrequenzpulsator (HFP)	150 -180	14
servohydraulische Prüfmaschine (VHF)	bis 400	5,8

4.1.3 Probengeometrie und Eigenspannungen

Alle verwendeten Geometrien der glatten sowie der gekerbten Proben zur Schwingfestigkeitsuntersuchung sind im **Anhang A** dargestellt. Für die Untersuchungen an der servohydraulischen Prüfmaschine und dem Hochfrequenzpulsator konnten identische Proben verwendet werden. Für die Umlaufbiegemaschine sind diese geringfügig in der Einspannung modifiziert.

Die Aluminiumschrauben M10x90 wurden in Verbindung mit einer Stahlmutter geprüft. Der Einbau der Schraube in den Hochfrequenzpulsator erfolgte mit zwei Spannglocken, **Bild 4-1** aus [Arz04]. Hierbei wird auch deutlich, dass die Schraube nur unter einer Zug-Schwellbeanspruchung geprüft werden kann und nicht unter einer Zug-Druck-Wechselbeanspruchung: Die Druckkraft könnte nicht übertragen werden und es würde zu einem Lösen der Schraube kommen. Die Nennspannungsamplitude wurde bei den Versuchen an Schrauben aus der aufgebrachten Kraftamplitude bezogen auf den Spannungsquerschnitt A_s der Schrauben ermittelt. Dieser wurde aus DIN13-28 [DIN9] entnommen und beträgt $A_s = 58 \text{ mm}^2$ für die verwendete Schraube M10.

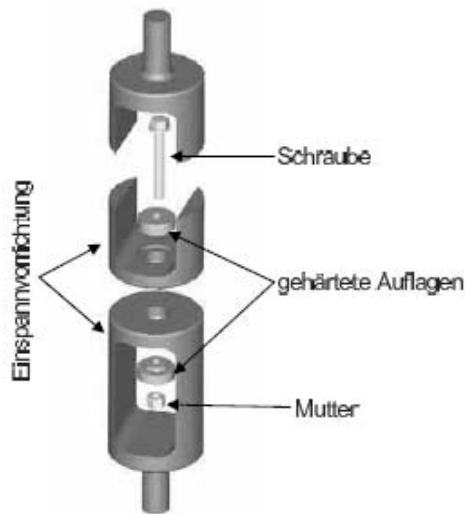


Bild 4-1: Versuchsaufbau für die Schwingversuche an Schrauben aus [Arz04]

Die Herstellung der glatten und schwach gekerbten Aluminiumproben aus EN AW-6056-T6 erfolgte aus Drahtabschnitten mit einem Durchmesser von 19 mm durch Drehen. Die Drahtherstellung sowie die Wärmebehandlung und die daraus resultierende Mikrostruktur werden genauso wie die Herstellung der Schrauben M10 in den beiden Varianten schlusswärmebehandelt und schlussgewalzt in **Abschnitt 5.2** erläutert. Die glatten Proben wurden in Anlehnung an die typische Herstellung eines metallografischen Schliffes mechanisch geschliffen und poliert, **Bild 4-2a**. Dadurch konnten bestehende Drehriefen eliminiert werden. Ziel war es, die möglicherweise durch die Herstellung eingebrachte Verformungszone im Randbereich zu minimieren.

Die Aluminiumproben aus EN AW-6082-T5 wurden gedreht [Pyt-02, Ber04], die Probenoberflächen waren nicht poliert, **Bild 4-2b**.

Die Herstellung der Proben aus dem Vergütungsstahl erfolgte aus weichgeglühtem Stangenmaterial. Erst im Anschluss an das Drehen der Proben wurden diese der Wärmebehandlung (Härten und Anlassen) unterzogen. Danach wurden die glatten Proben ebenfalls mechanisch poliert, **Bild 4-2c**.

4 Eigene experimentelle Untersuchungen

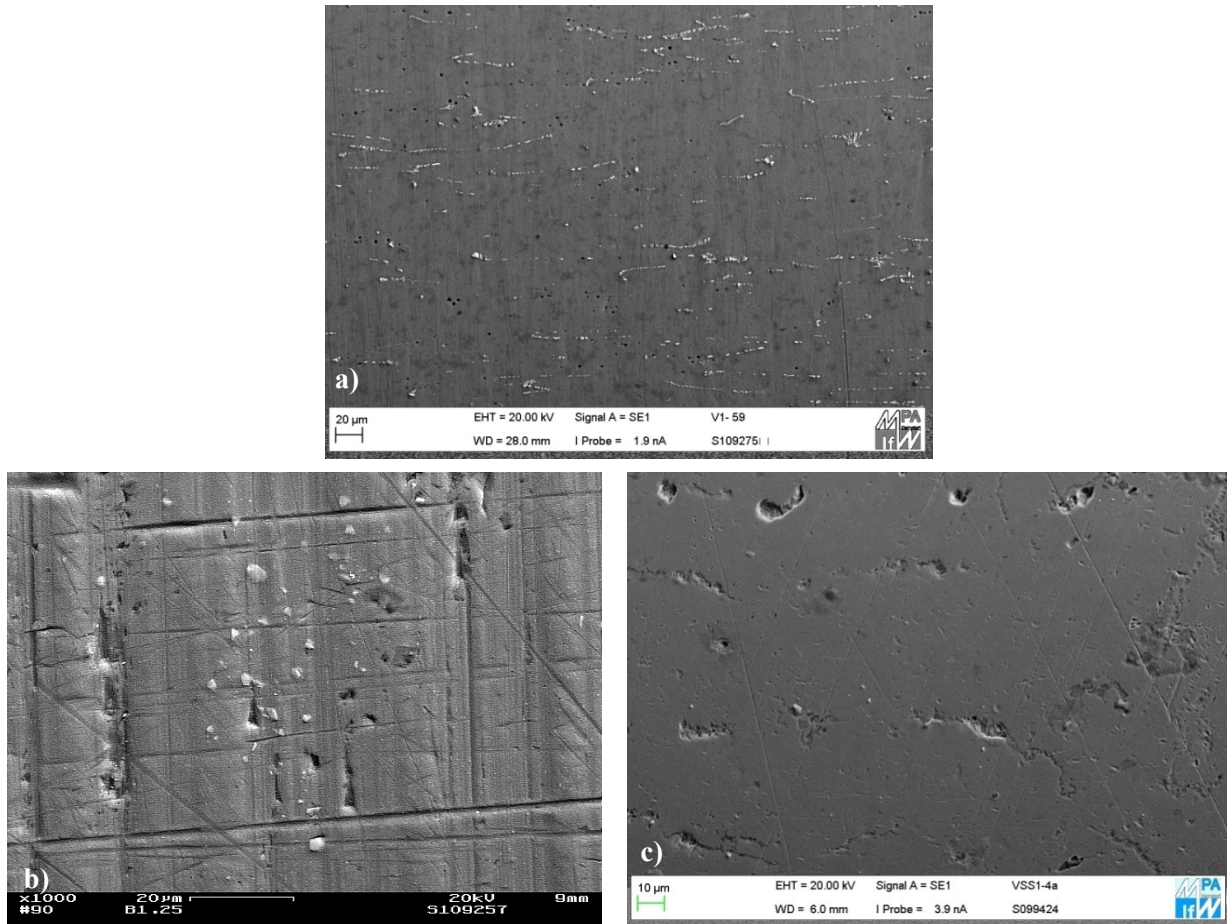


Bild 4-2: Beispielhafte Oberflächenzustände der glatten Proben **a)** mechanisch poliert EN AW-6056-T6, **b)** gedreht EN AW-6082-T5, **c)** mechanisch poliert 42CrMo4

Die Eigenspannungen wurden röntgenografisch mit dem Röntgendiffraktometer „Stresstech XStress G3R“ mit einer 1 mm Blende in Anlehnung an E975-03 [DIN4] bestimmt. Die Messungen wurden in den meisten Fällen an zyklisch beanspruchten Proben durchgeführt. Handelte es sich um gebrochene Proben, wurde im Abstand von ca. 2-3 mm von der Bruchfläche auf der Probenoberfläche gemessen. Bei Durchläufern wurde an der Oberfläche in Probenmitte gemessen. In **Tabelle 4-3** sind die Oberflächenzustände sowie die Mittelwerte der gemessenen Eigenspannungen der einzelnen Versuchsvarianten zusammengefasst. In den **Anhängen E bis G** sind die Einzelwerte der Eigenspannungen pro Probe aufgenommen. Eine Diskussion des Einflusses der Eigenspannungen insbesondere auf den Rissausgangsort, wird probenspezifisch bei der Vorstellung der Schwingfestigkeitsdaten und der fraktografischen Auswertung, **Abschnitt 6**, und übergreifend in **Abschnitt 7** durchgeführt. Die Mittelwerte der gemessenen Eigenspannungen liegen für alle untersuchten Werkstoffe im Druckbereich. Die Entstehungsursache der Eigenspannungen ist fertigungsbedingt und damit abhängig von der Fertigungsabfolge. Es ergaben sich große Streuungen der Eigenspannungen.

Bei den glatten Proben der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 wurden zum großen Teil die Eigenspannungen an zyklisch beanspruchten Proben gemessen, im Fall von 10 Proben fanden die Messungen vor der zyklischen Beanspruchung statt. Hierbei wiesen drei Proben keine Eigenspannungen auf. Diese Proben wurden bei niedrigen Spannungsamplituden geprüft, um eine Aussage zu erhalten, ob die Druckeigenspannungen einen maßgeblichen Einfluss auf den Rissausgangsort haben bzw. um die Entwicklung von Gleitlinien beobachten zu können, vgl. **Abschnitt 6.1.1** und **7.1**. An einer Probe (A11-42) wurden die Eigenspannungen an zwei unterschiedlichen Stellen an der Oberfläche zu -45 MPa und zu -177 MPa be-

4 Eigene experimentelle Untersuchungen

stimmt. Daraus folgt, dass die Eigenspannungen nicht konstant über der gesamten Probenoberfläche sind, sondern stark variieren. Zur Identifizierung der Herkunft der Eigenspannungen wurden beispielhaft an drei Proben die Eigenspannungen an der Probenoberfläche nach dem Drehen und nach dem Polieren gemessen. Eine Untersuchung einer möglicherweise stattfindenden Änderung der Eigenspannung durch die zyklische Beanspruchung fand nicht statt. Zur Abschätzung der Tiefenwirkung der Randeigenspannungen wurden Messungen direkt an der Oberfläche sowie in einem Abstand von 50 µm durchgeführt. Die Ergebnisse sind in **Tabelle 4-4** dargestellt. In einem Abstand von ca. 55 µm zur Oberfläche bestehen keine Eigenspannungen mehr. Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass die Druckeigenspannungen nur bis zu einer Tiefe von 1 bis 2 Körnern, vgl. **Abschnitt 5.2**, wirken. Die Eigenspannungen können durch das Drehen (alle drei Proben), aber auch durch das Polieren (Probe A11-52) eingebracht werden. Die kugelgestrahlten, gekerbten Proben weisen nur etwas höhere Druckeigenspannungen als die gedrehten, gekerbten Proben auf. Erwartet wurde allerdings, dass die Druckeigenspannungen der kugelgestrahlten Proben etwa der Hälfte der Streckgrenze entsprechen. Dies konnte nicht bestätigt werden, die Eigenspannungen lagen unter diesem Wert.

Die glatten Proben der Aluminiumlegierung EN AW-6082-T5 können Druckeigenspannungen an der Oberfläche aufweisen, die durch das Drehen eingebracht wurden. In einem Abstand von ca. 55 µm zur Oberfläche bestehen keine Eigenspannungen mehr, **Tabelle 4-4**.

Die polierten Stahlproben aus dem Vergütungsstahl 42CrMo4 weisen ebenfalls signifikante Druckeigenspannungen auf. Hier können die Eigenspannungen aber nicht aus dem Drehen resultieren, da die Proben im Anschluss an dieses vergütet wurden. Vermutlich sind die Eigenspannungen sowohl beim Abschrecken der Proben entstanden als auch eventuell durch das Polieren. Auch hier existieren in einem Abstand von ca. 50 µm keine Eigenspannungen mehr, **Tabelle 4-4**.

Für alle drei Legierungen gilt damit, dass fertigungsbedingte Druckeigenspannungen an der Probenoberfläche vorkommen können, dass die Tiefenwirkung der Druckeigenspannungen aber gering ist. Nach [Liu01] hinterlassen Fertigungsverfahren wie Drehen und Schleifen an der Oberfläche teilweise hohe Druckeigenspannungen aber - wie auch in dem Fall der hier untersuchten Proben - mit geringer Tiefenwirkung. Diese haben nur einen geringen Einfluss auf die Schwingfestigkeit [Liu01]. Erst bewusstes Einbringen von Randdruckeigenspannungen mit einer deutlich größeren Tiefenwirkung wie z.B. Festwalzen oder Induktionshärten, erhöhen die Schwingfestigkeit erheblich [Liu01].

4 Eigene experimentelle Untersuchungen

Tabelle 4-3: Oberflächenzustände, Mittelwerte und Streuungen der gemessenen Randeigenspannungen σ_{ES} bei Messung einer gewissen Probenanzahl pro einzelner Versuchsvariante, **Var.:** Variante, ¹⁾: Schrauben M10, ²⁾: aus [Wut07], ³⁾: aus [Schn10-2], ⁴⁾: unbeanspruchte Proben, **mp:** mechanisch poliert, **ks:** kugelgestrahlt, **g:** gedreht, min.-max. σ_{ES} : kleinster und größter Wert der Randdruckeigenspannungen

Werkstoff und Werkstoffzustand	Var.	R_m [MPa]	K_t	R	Oberfläche	σ_{ES} [MPa]	min.-max. σ_{ES} [MPa]	Anzahl Proben
EN AW-6056-T6	Al1	393	1	-1	mp	-29 ± 38	0 bis -76	12 (7 ⁴⁾)
	Al2		1	0,1		-61 ± 68	0 bis -177	7
	Al3		1,75	0,1	g	-10 ± 21		1
	Al4		1,75	0,1	ks	-69 ± 38	-39 bis -120	3
	Al5 ¹⁾	412	4,7 ²⁾ , 5,1 ³⁾	0,1	sw	Erwartung: keine		keine
	Al6 ¹⁾		4,7 ²⁾ , 5,1 ³⁾	0,1	sg	Erwartung: hohe		keine
EN-AW-6082-T5 [Ber04]	Al7	356	1	0	g	-75 ± 35	-38 bis -108	3
42CrMo4 vergütet	VSS1	1100	1	-1	mp	-302 ± 192	0 bis -677	17
	VSS2			0				
	VS1	1350	1	-1		-348 ± 133	-173 bis -619	17
	VS2			0				

Tabelle 4-4: Herkunft und Tiefenwirkung von Eigenspannungen, l_t : Abstand zur Oberfläche, σ_{ES} : Eigenspannungen

Probe und Werkstoff	Oberfläche	l_t [μm]	σ_{ES} [MPa]	Bewertung
Al1-52 EN AW-6056-T6	gedreht	0	-26 ± 6	Geringe Randdruckeigenspannungen vorhanden, Nulldurchgang bei $t < 50 \mu\text{m}$
		50	$+18 \pm 15$	
	poliert	0	-68 ± 24	Signifikante Randdruckeigenspannungen, eingebracht durch das Polieren
Al1-53 EN AW-6056-T6	gedreht	0	-119 ± 8	Signifikante Randdruckeigenspannungen, Nulldurchgang bei $t = 50 \mu\text{m}$
		50	0	
	poliert	0	$+13 \pm 15$	keine Randeigenspannungen
Al1-54 EN AW-6056-T6	gedreht	0	-66 ± 10	Signifikante Randdruckeigenspannungen, Nulldurchgang bei $t < 50 \mu\text{m}$
		50	$+40 \pm 20$	
	poliert	0	-15 ± 11	keine Eigenspannungen
Al7-1 EN AW-6082-T5	gedreht	0	-117 ± 12	Signifikante Randdruckeigenspannungen, Nulldurchgang bei $t \approx 55 \mu\text{m}$
		50	-35 ± 11	
VS1-18 42CrMo4	poliert	0	-322 ± 19	Signifikante Randdruckeigenspannungen, Nulldurchgang bei $t \approx 55 \mu\text{m}$
		50	-21 ± 3	

4.1.4 Auswertung der experimentellen Schwingfestigkeitsdaten

Die Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse kann auf sehr unterschiedliche Art und Weise erfolgen und damit zu unterschiedlichen Wöhlerlinienverläufen führen [Hai03], **Bild 4-3**. Anzumerken ist hier, dass die Abweichungen der verschiedenen Wöhlerlinien voneinander groß ist. Eine einheitliche Art der Auswertung existiert nicht, dies erschwert den Vergleich einzelner Wöhlerlinienverläufe.

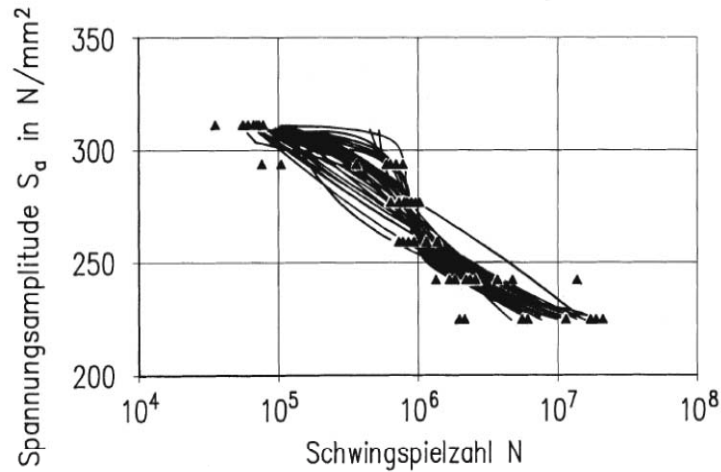


Bild 4-3: Aus [Hai03] Studie von Finney und Mann: Die punktwise aufgetragenen Ergebnisse aus Wöhlerversuchen wurde an mehrere Institute verschickt mit der Bitte, den als zutreffend erachteten Verlauf der Wöhlerlinie einzutragen.

Im Rahmen dieser Arbeit erfolgte die Auftragung der experimentellen Schwingfestigkeitsdaten in einem doppeltlogarithmischen Schwingfestigkeitsdiagramm. Die Ergebnisse der fraktografischen Auswertung wurden bereits mit einbezogen. Ausgefüllte Symbole bezeichnen die Schwingfestigkeitsdaten der Proben, die einen von der Oberfläche ausgehenden Riss aufweisen. Proben, die ausgehend vom Probeninneren versagten, sind durch halbausgefüllte Symbole dargestellt. Durch ein gekreuztes Symbol werden die Proben gekennzeichnet, bei denen der Rissausgang nicht erkennbar war. Die Proben, die die Grenzschwingspielzahl ohne Versagen erreichten, werden im Folgenden als Durchläufer bezeichnet, vgl. **Abschnitt 4.1.1**, und sind durch ein offenes Symbol gekennzeichnet.

Für die durchgeführte Auswertung wurden folgende Annahmen getroffen:

- Linearer Verlauf der Wöhlerlinien bei doppeltlogarithmischer Auftragung mit der Gleichung in der Zeitfestigkeit:

$$N = N_k \cdot (\sigma_a / \sigma_{Nk})^{-k} \quad (\text{Gl.4-1})$$
nach Basquin [Hai03, Rad07]. Dabei bedeuten: k im Exponenten die Neigung der Wöhlerlinie, N_k und σ_{Nk} die Schwingspielzahl und die Spannungsamplitude am Abknickpunkt sowie σ_a und N ein weiteres Wertepaar auf der Zeitfestigkeitsgeraden.
- Die Zeitfestigkeit ist der Bereich, in dem nur Brüche (in den meisten Fällen mit Schwingspielzahlen kleiner als 10^6) auftreten.
- Die Streuspanne $1/T_\sigma$ ergibt sich aus dem Verhältnis der 90%igen Überlebenswahrscheinlichkeit $P_{\bar{u}90\%}$ zu der 10%igen Überlebenswahrscheinlichkeit $P_{\bar{u}10\%}$ mit $1/T_\sigma = P_{\bar{u}10\%} / P_{\bar{u}90\%}$ und beträgt nach [Son05] für Aluminium $1/1,25$ und für Stahl $1/1,2$.

Das auf den VHCF-Bereich anzuwendende Auswerteverfahren sollte in der Lage sein, die im Folgenden genannten Randbedingungen und Ergebnisse zu berücksichtigen bzw. zu liefern:

- Eine Beschreibung der Zeitfestigkeit soll unter Berücksichtigung der relativen Ausfall- bzw. Überlebenshäufigkeit in Abhängigkeit von der Schwingspielzahl ermöglicht werden. Das Ergebnis ist

4 Eigene experimentelle Untersuchungen

die Neigung k nach Gleichung 4-1. Hier ist anzumerken, dass auf einem Spannungshorizont im Zeitfestigkeitsbereich per Definition alle Proben versagen. Daraus folgt, dass bezogen auf den Spannungshorizont die relative Ausfallhäufigkeit immer 100% beträgt. Wird allerdings die Schwingenspielzahl mit einbezogen, so kann, wie weiter unten beschrieben, eine relative Ausfallhäufigkeit, bestimmt für das Wertepaar - Spannungsamplitude und Bruchschwingenspielzahl - berechnet werden. Hier ist anzumerken, dass bei der im Folgenden beschriebenen Auswertemethodik der Begriff „Wahrscheinlichkeit“ vorerst nicht verwendet wird. Es liegen wenig experimentelle Daten pro Spannungshorizont vor, daher werden „relative Häufigkeiten“ ermittelt. Nach einer „statistischen Definition der Wahrscheinlichkeit“ [Pap01] ist die relative Häufigkeit $H(A)$ eines Ereignisses A ein Näherungswert der unbekannte Wahrscheinlichkeit $P(A)$. Diese können erst mit zunehmendem Stichprobenumfang gleichgesetzt werden. In Anlehnung an die Terminologie in [Son05] und anderen wird erst im Wöhlerdiagramm, also bei Zusammenführen aller erhaltenen experimentellen Daten (zunehmender Stichprobenumfang), von einer 2,5%igen, 50%igen und 97,5%igen Überlebenswahrscheinlichkeit gesprochen.

- Es soll eine Beschreibung des Übergangsbereich zwischen HCF und VHCF unter Berücksichtigung der auftretenden Brüche und der Durchläufer ermöglicht werden. Das Ergebnis ist die Neigung k^* im HCF- und VHCF-Bereich mit

$$N = N_k \cdot (\sigma_a / \sigma_{Nk})^{-k^*} \quad (\text{Gl. 4-2})$$

- Der Abknickpunkt sollte ermittelbar sein und nicht im Vorfeld empirisch festgelegt werden.

Auf der Basis der Annahmen und Anforderungen an die Auswertung der experimentell erhaltenen Schwingfestigkeitsdaten wurde so vorgegangen, wie im Folgenden beschrieben und in **Bild 4-4** dargestellt.

- Die Auswertung der experimentellen Schwingfestigkeitsdaten erfolgte über die relativen 50%igen Ausfallhäufigkeiten. Damit können die zwei Ereignisse, die in dem Wöhlerdiagramm auftreten - Brüche und Durchläufer -, auf ein Ereignis - die relative 50%ige Ausfallhäufigkeit - reduziert werden. Eine lineare Regression über dieses eine Ereignis - die relative 50%ige Ausfallhäufigkeit - ist dann leicht möglich.
- Pro geprüfter Spannungsamplitude (bzw. bezogener Spannungsamplitude im Fall einer normierten Wöhlerlinie vgl. weiter unten) wird die relative Ausfallhäufigkeit

$$H_a = (i-0,3)/(n_{ges}+0,4) \cdot 100\% \quad (\text{Gl.4-3}),$$

für jede Probe bestimmt. Dabei ist i die Rangzahl der Brüche in aufsteigender Reihenfolge und n_{ges} die Anzahl der geprüften Proben je Beanspruchungsniveau. Diese - für jede Probe ermittelten - relativen Ausfallhäufigkeiten werden in ein Wahrscheinlichkeitsnetz eingetragen. Durch eine Ausgleichsgerade wird die 50%ige relative Ausfallwahrscheinlichkeit ermittelt, **Bild 4-4a**. Hierbei ist es möglich, die auf gleichem Spannungshorizont neben Brüchen auftretenden Durchläufern zu berücksichtigen. Dies soll am Beispiel der bezogenen Spannungsamplitude $\sigma_a / \sigma_{Ref} = 0,83$ dargestellt werden (σ_{Ref} ist eine beliebige, aber für alle Umrechnungen konstante Spannungsamplitude). Bei dieser bezogenen Spannungsamplitude existieren drei Brüche (Bruch bei der Schwingenspielzahl N_1 , Bruch bei N_2 und Bruch bei N_3 mit $N_1 < N_2 < N_3$) und acht Durchläufer. Wird nun die relative Ausfallhäufigkeit H_a ohne die Berücksichtigung der Durchläufer berechnet, so ergibt sich eine Gesamtanzahl (von Brüchen) von $n = 3$ und damit ein $H_a = 79,4\%$ für den Bruch bei der Schwingenspielzahl N_3 ($i = 3$). Unter Berücksichtigung der Durchläufer ergibt sich aber eine Gesamtanzahl (aller geprüften Proben) von $n = 11$. Die relative Ausfallhäufigkeit berechnet sich nun für den Bruch bei der Schwingenspielzahl N_3 ($i = 3$) zu $H_a = 23,6\%$, d. h. zu einem deutlich kleineren Wert. Die berechneten relativen Ausfallhäufigkeiten pro Probe ergeben bei Berücksichtigung der Durchläufer niedrigere Werte. Damit verschiebt sich die Schwingenspielzahl, die zu der grafisch ermittelten 50%igen relativen Ausfallwahrscheinlichkeit

4 Eigene experimentelle Untersuchungen

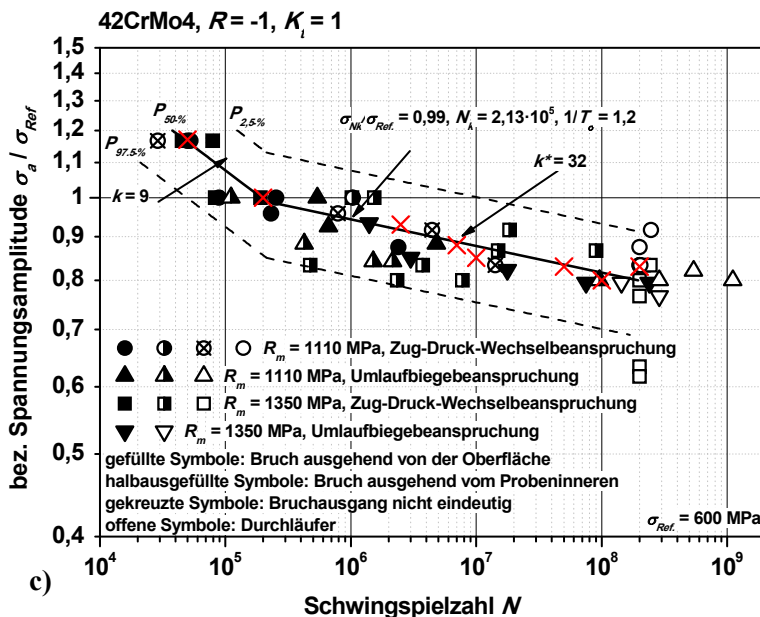
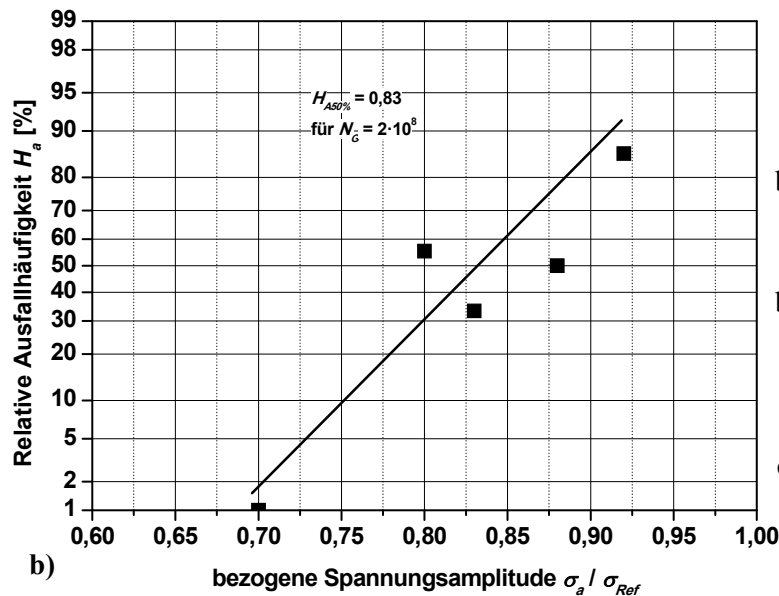
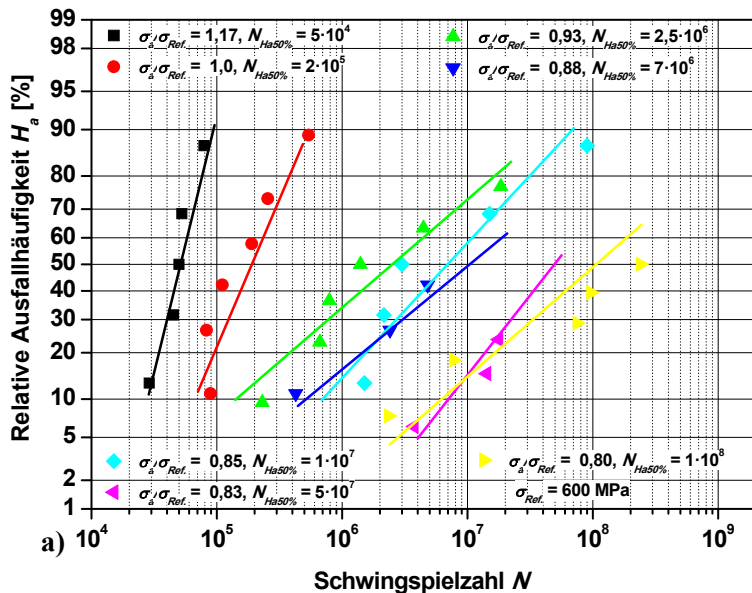
gehört, zu höheren Werten. Je mehr Durchläufer es pro Spannungshorizont gibt, desto höher ist die Schwingspielzahl für eine relative Ausfallwahrscheinlichkeit von 50%.

Das heißt, die Anzahl der Durchläufer pro Spannungshorizont kann bei dieser Auswertung komplett mit berücksichtigt werden.

- Zur Berücksichtigung der Spannungshorizonte, bei denen keine Brüche, also nur Durchläufer auftraten, wurde in Anlehnung an das $\arcsin\sqrt{p}$ -Verfahren [Den89] vorgegangen: Die relative Ausfallhäufigkeit bei der Grenzschningspielzahl mit $H_a = n_{Brüche} / n_{ges} \cdot 100\%$ wurde für die Spannungshorizonte ermittelt, die dem Übergangsbereich zuzuordnen sind. Dabei sind $n_{Brüche}$ die Anzahl der Brüche und n_{ges} die Gesamtanzahl der geprüften Proben pro Spannungshorizont. Bei $n_{Brüche} = 0$ wurde die relative Ausfallhäufigkeit auf $H_a = 1\%$ gesetzt. Auch hier wurde die 50%ige Ausfallwahrscheinlichkeit durch grafische Auswertung ermittelt und die Ergebnisse in einem Wahrscheinlichkeitsnetz - relative Ausfallhäufigkeit H_a über Spannungsamplitude σ_a -, aufgetragen.
- Für jeden Spannungshorizont wird für die im Wahrscheinlichkeits-Diagramm, **Bild 4-4a**, ermittelte Schwingspielzahl für eine relative Ausfallhäufigkeit von 50% und die im Wahrscheinlichkeits-Diagramm ermittelte Spannungsamplitude für eine relative Ausfallhäufigkeit von 50% bei der jeweiligen Grenzschningspielzahl, **Bild 4-4b**, in das Wöhlerdiagramm, **Bild 4-4c**, übertragen.
- Im Zeitfestigkeitsbereich und im Übergangsbereich wird jeweils eine lineare Regression [See93], der so ermittelten 50%igen relativen Ausfallhäufigkeiten durchgeführt. Hierbei werden die Neigungen k und k^* bestimmt. Ist die Neigung k^* so groß, dass ein Abfall der Schwingfestigkeit von weniger als 2 % pro Dekade ($k^* \approx 114$) ermittelt wurde, dann scheint die Annahme eines horizontalen Auslaufens der Wöhlerlinie im untersuchten Schwingspielzahlbereich als realistisch.
- Durch Bestimmung des Schnittpunktes dieser beiden Geraden ergibt sich die Spannungsamplitude sowie die Schwingspielzahl am Abknickpunkt.
- Die Streuspanne $1/T_\sigma = P_{\bar{u}10\%}/P_{\bar{u}90\%}$ wurde aus [Son05] für Aluminium mit 1/1,25, für Stahl mit 1/1,2 und für Eisenguss mit 1/1,4 angenommen und auf die Überlebenswahrscheinlichkeiten von 2,5% sowie 97,5% umgerechnet. Die Überlebenswahrscheinlichkeit von 97,5 % wurde gewählt, um einen direkten Vergleich mit der FKM-Richtlinie [FKM03] zu ermöglichen. Diese erlaubt eine rechnerische Abschätzung von Schwingfestigkeiten für diese Überlebenswahrscheinlichkeit, vgl. **Abschnitt 4.1.5**.

Für eine übergeordnete Bestimmung der Schwingfestigkeitsabnahme im VHCF-Bereich wurde - wie in [Hai03] beschrieben - eine normierte Wöhlerlinie für die glatten Proben pro Werkstoff erstellt. Die Vorgehensweise ist dabei empirisch: Die Schwingfestigkeitsergebnisse unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung wurden als Bezugswerte angenommen. Die Schwingfestigkeitsergebnisse der jeweils anderen Versuchsvarianten wurden nun pro Versuchsvariante derart verschoben, dass die Gesamtheit aller Ergebnisse ein gemeinsames Streuband ergibt. Dabei werden die jeweiligen Spannungsamplituden σ_a auf eine beliebige - aber bei allen Umrechnungen konstante Spannungsamplitude - σ_{Ref} bezogen. Im normierten Wöhlerdiagramm wird somit die bezogene Spannungsamplitude σ_a/σ_{Ref} über der Schwingspielzahl aufgetragen. Auch wenn nur stichprobenhafte Versuchsergebnisse (wie z.B. im Fall der Schwingversuche unter Umlaufbiegebeanspruchung) vorliegen, ist mit dieser Methode eine Auswertung möglich. Der eigentliche Vorteil hierbei ist jedoch, dass unter Berücksichtigung aller Ergebnisse eines bestimmten Werkstoffs eine Aussage ermöglicht wird, ob ein Abfall der Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich (bis zu den hier untersuchten Grenzschningspielzahlen) existiert oder nicht. Die so ermittelten Neigungen k und k^* der Wöhlerlinien wurden im Anschluss auf die Einzelergebnisse der jeweiligen Versuchsvarianten übertragen. Die Spannungsamplitude und die Schwingspielzahl am Abknickpunkt wurden durch Berücksichtigung der Verschiebung bei der Erstellung der normierten Wöhlerlinie ermittelt. Die Wöhlerlinie nach dem Abknickpunkt wird jeweils mit einer Neigung k^* bis zu der geprüften Grenzschningspielzahl in das Diagramm eingetragen und nicht darüber hinaus extrapoliert.

4 Eigene experimentelle Untersuchungen



a1 Bestimmung der relativen Ausfallhäufigkeit $H_a = (i-0,3)/(n+0,4) \cdot 100\%$, für jede Probe bezogen auf den jeweiligen Spannungsamplitude (bzw. bezogene Spannungsamplitude)

a2 Eintrag dieser relativen Ausfallhäufigkeit in das nebenstehende Wahrscheinlichkeitsnetz

a3 Grafische Auswertung der relativen Ausfallhäufigkeiten pro Spannungshorizont (bzw. bezogene Spannungsamplitude), Bestimmung der 50%igen relativen Ausfallhäufigkeit

b1 Bestimmung der relativen Ausfallhäufigkeit $H_a = n_{\text{Brüche}}/n_{\text{ges}} \cdot 100\%$, für jede Spannungsamplitude (bzw. bezogene Spannungsamplitude) bei der Grenzschnitzspielzahl

b2 Eintrag dieser relativen Ausfallhäufigkeiten in das nebenstehende Wahrscheinlichkeitsnetz

b3 Grafische Auswertung der relativen Ausfallhäufigkeiten, Bestimmung der 50%igen relativen Ausfallhäufigkeit $H_{a50\%}$

c1 Aus a) wird das Wertepaar bestehend aus Spannungsamplitude (bzw. bezogene Spannungsamplitude) und Schwingspielzahl für die relative Ausfallhäufigkeit $H_{a50\%}$ in das Wöhlerdiagramm, Bild c übertragen

c2 Mit $H_{a50\%}$ aus Bild b wird analog zu Bild a verfahren

c3 Lineare Regression durch die 50%igen relativen Ausfallhäufigkeiten (rote Kreuze) $\rightarrow P_{a50\%}$ Linie in der Zeitfestigkeit

c4 Lineare Regression durch die 50%igen relativen Ausfallhäufigkeiten (rote Kreuze) $\rightarrow P_{a50\%}$ im VHCF-Bereich

c5 Schnittpunkt der Zeitfestigkeitsgeraden und der Gerade im VHCF-Bereich ergibt Abknickpunkt

Bild 4-4: Vorgehensweise bei der Auswertung am Beispiel der normierten Wöhlerlinie des Vergütungsstahls 42CrMo4

4.1.5 Abschätzung der Schwingfestigkeit nach der FKM-Richtlinie

In der FKM-Richtlinie „Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile“ [FKM03] wird ein Berechnungsalgorithmus, bestehend aus Anweisungen, Formeln und Tabellen zur Durchführung des statischen sowie des Ermüdungsfestigkeitsnachweises gegeben. So kann u.a. die Bauteilwechselfestigkeit unter Beachtung verschiedener Einflussgrößen (z.B.: Mittelspannung, Kerben, Oberflächenverfestigung) abgeschätzt werden.

Die FKM-Richtlinie geht für Aluminiumwerkstoffe für den Schwingspielzahlbereich $10^6 < N < 10^8$ Schwingspiele im ungeschweißten Zustand von einem Abfall der Bauteilwöhlerlinie mit dem Neigungsexponenten $k = 15$ aus. Ab Schwingspielzahlen $N > 10^8$ wird ein horizontales Auslaufen, also eine Dauerfestigkeit angenommen. Für Stahl und Eisengusswerkstoff wird ab $N = 10^6$ Schwingspiele im ungeschweißten Zustand eine Dauerfestigkeit angenommen. Im Zeitfestigkeitsbereich geht die FKM-Richtlinie von einem Neigungsexponenten von $k = 5$ für alle Werkstoffgruppen im ungeschweißten Zustand aus.

Die Abschätzung der Bauteildauerfestigkeit S_{AK} für eine Überlebenswahrscheinlichkeit $P_U = 97,5 \%$ nach der FKM-Richtlinie [FKM03] ist im **Anhang B** in **Tabelle B-1** und in **Tabelle B-2** detailliert für alle Versuchsvarianten angegeben.

Ziel ist es, einen Vergleich zwischen den hier experimentell ermittelten und den nach FKM-Richtlinie [FKM03] abgeschätzten Schwingfestigkeiten für $N > 10^6$ vorzunehmen. Dieser Vergleich ermöglicht eine Aussage, inwiefern die FKM-Richtlinie im Schwingfestigkeitsbereich $10^6 < N < 2 \cdot 10^8$ konservative Werte gegenüber den Versuchsergebnissen liefert.

4.1.6 Incremental-Step-Test

Im Incremental-Step-Test (IST) wird eine Probe mehreren Beanspruchungsblöcken mit variabler Dehnungsamplitude und wechselnder Beanspruchung ($R = -1$) unterworfen. Innerhalb eines Blockes steigt die Dehnungsamplitude zeitlich linear auf einen Maximalwert an und geht dann wieder auf null zurück. Gleichzeitig wird die sich einstellende Kraft gemessen, aus der die Spannungsamplitude berechnet werden kann. Wird diese in Abhängigkeit der aufgetragenen Dehnungsamplitude aufgetragen, entstehen Hystereseschleifen, deren Umkehrpunkte die zyklische Spannungs-Dehnungs-Kurve bilden. Nach einer bestimmten Anzahl von Beanspruchungsblöcken liegt in der Regel ein stabiles, zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten vor [Fisch98].

Der IST wurde an glatten Proben, vgl. **Anhang A**, die auch bei den weiteren Schwingfestigkeitsuntersuchungen Verwendung fanden, dehnungsgeregelt mit einer Dehngeschwindigkeit von $0,066 \text{ %/s}$ mit dem Dehnungsaufnehmer Sandner EXA 10-10 auf einer servohydraulischen Prüfmaschine (VHF) durchgeführt. Einem Vorschlag in [Son82] folgend, besteht ein Beanspruchungsblock aus 20 Schwingspielen, innerhalb derer die Dehnungsamplitude ε_a mit konstanter Dehngeschwindigkeit in $0,1\%$ Schritten von 1% auf 0% ab- und dann wieder zunimmt, **Bild 4-5**. Damit kann aus der Erstbelastung bis zu dem Maximalwert von 1% Dehnung die statische Spannungs-Dehnungs-Kurve entnommen werden. Somit ist gewährleistet, dass die Dehngeschwindigkeit bei der Ermittlung der statischen Spannungs-Dehnungskurve die gleiche war wie bei der zyklischen.

Zunächst wurde eine Probe pro Werkstoff bis zum Versagen beansprucht, um festzustellen, wann ein stabiles Spannungs-Dehnungs-Verhalten auftritt. Die sich bei der maximalen Dehnungsamplitude einstellende Kraft wurde pro Block aufgezeichnet, **Bild 4-6**. Die ersten zehn Blöcke zeigen hier eine Abnahme der Maximalkraft. Danach bleibt diese konstant, d.h. es liegt ein stabiles Werkstoffverhalten vor. Die letzten acht Blöcke lassen Anriss und Versagen erkennen. Anschließend fand die Aufnahme des zyklischen Spannungs-Dehnungs-Verhaltens an drei Proben der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 und dem 42CrMo4-1100 und an einer Probe des 42CrMo4-1350 jeweils an einem Block im stabilen Zustand statt, **Bild 4-7**, vgl. **Abschnitt 5**.

4 Eigene experimentelle Untersuchungen

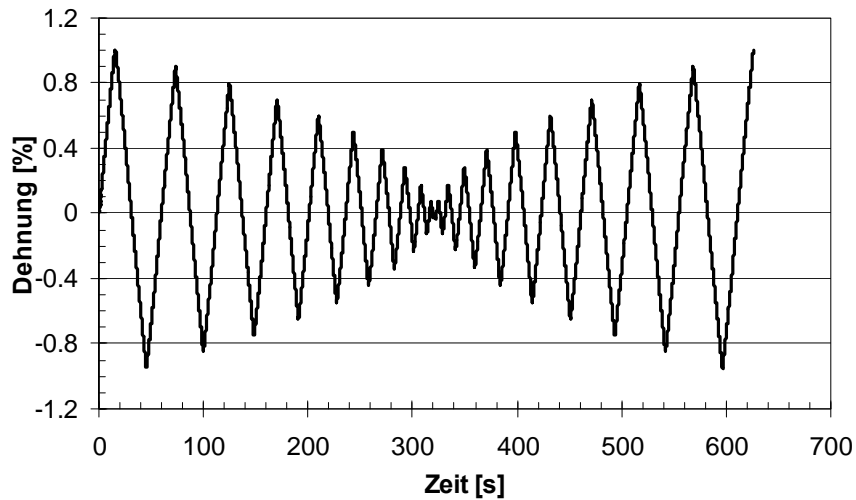


Bild 4-5: Zeitlicher Verlauf der Dehnung in einem Block im Incremental-Step-Test am Beispiel des 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa

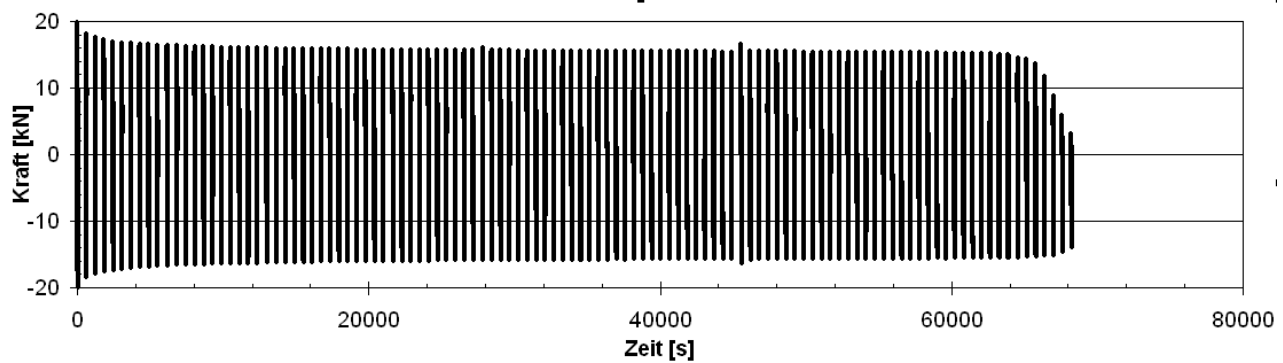


Bild 4-6: Kraftamplitude pro Block im Incremental-Step-Test am Beispiel des 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa

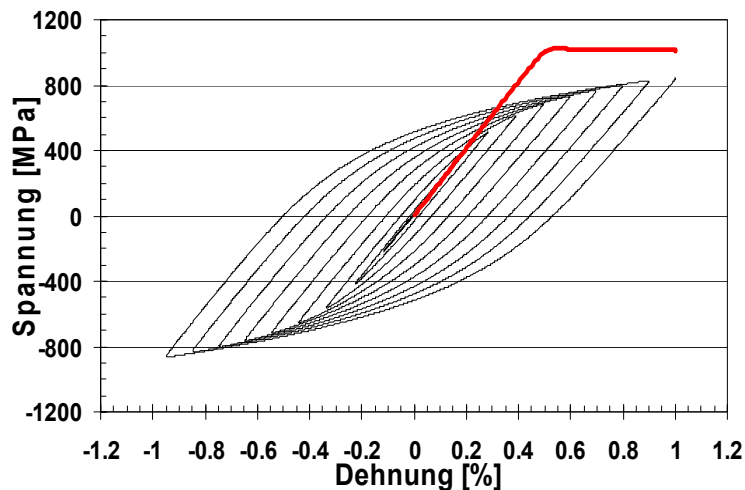


Bild 4-7: Hystereseschleifen zur Ermittlung des zyklischen Spannungs-Dehnungs-Verhaltens am Beispiel des 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa, 22. Block, rot dargestellte Kurve: statische σ - ϵ -Kurve aus der Erstbelastung im Incremental-Step-Test

4.2 Untersuchungen zum Schädigungsmechanismus

4.2.1 Untersuchungen zur Materialcharakterisierung

Die Materialcharakterisierung des unbeanspruchten, im Ausgangszustand vorliegenden Probenmaterials besitzt im Hinblick auf die zu untersuchenden Schädigungsmechanismen eine große Bedeutung.

Im Rahmen der Materialcharakterisierung wurden folgende Untersuchungen durchgeführt:

Die chemische Zusammensetzung wurde mittels optischer Funkenemissions-Spektral-Analyse (FES) bestimmt.

Zur Ermittlung der quasistatischen mechanischen Kennwerte wurden Zugversuche nach [DIN5] bzw. [DIN6] durchgeführt.

Zur quantitativen Charakterisierung hinsichtlich Größe und Häufigkeit von primären intermetallischen Teilchen IMT (Aluminium) und Einschlüssen (Stahl) wurden ungeätzte metallografische Schliffe lichtmikroskopisch untersucht und dokumentiert. Die Charakterisierung der chemischen Zusammensetzung der IMT und der Einschlüsse erfolgte mittels energiedispersiver Röntgenmikroanalyse (EDX-Analyse) im Rasterelektronenmikroskop (REM) entweder in Form von Punktanalysen oder als Elementverteilungsanalysen (Mappings) über den interessierenden Bereich. Hierzu und für die weiteren REM-Untersuchungen standen die Rasterelektronenmikroskope Zeiss EVO 60 XVP mit einem Oxford inca energy 350 EDX-System sowie einem System zur Rückstreuerelektronenbeugung (EBSD: Electron Back Scatter Diffraction mittels Nordlys II EBSD-Kamera und hkl-channel 5 Software) sowie ein Zeiss DSM 962 mit Noran Vantage EDX-System zur Verfügung.

Zur Bestimmung des Gefüges und der Korngrößenverteilung wurden geätzte metallografische Schliffe lichtmikroskopisch untersucht. Der Restaustenitgehalt bei dem Vergütungsstahl wurde röntgenografisch mit dem Röntgendiffraktometer „Stresstech XStress G3R“ mit einer 1 mm Blende in Anlehnung an E975 03 [DIN4] bestimmt.

Zur Beurteilung der Textur und des Rekristallisationsanteils wurden bei den beiden Aluminiumlegierungen EBSD-Messungen durchgeführt. Das Verfahren und die Vorgehensweise hierbei werden im Folgenden kurz erläutert [Nol07]:

EBSD ist ein Beugungsverfahren. Trifft der Elektronenstrahl auf die um 70° aus der Ausgangslage zum Detektor hin verkippte Probe, werden dort durch quasi-elastische Streuprozesse die Elektronen gebeugt und können mit dem sie umgebenden Kristallgitter interferieren. Die so entstehenden Interferenzen, im weiteren Beugungsbild oder EBSP (electron backscatter diffraction pattern) genannt, werden von einem Detektor sichtbar gemacht, von einer CCD-Kamera (charge-coupled-Device) aufgenommen und an einen Rechner übertragen. Mit Hilfe der oben genannten Auswertesoftware wird eine Indizierung des Beugungsbildes vorgenommen und damit die Orientierung des wechselwirkenden Kristalls bestimmt. An dieser Stelle wird angemerkt, dass spezielle kristallografische Richtungen in eckige Klammern, z.B. [uvw], und wenn die Gesamtheit aller kristallografisch gleichwertigen Richtungen gemeint ist, diese in spitze Klammern, z.B. <uvw>, gesetzt werden. Analog hierzu werden bei speziellen kristallografischen Ebenen, z.B. (hkl), runde und bei kristallografisch gleichwertigen Ebenen geschweifte Klammern, z.B. {hkl}, verwendet. Im Wesentlichen ist die Orientierungsbestimmung die Drehung der Hauptachsen des Kristalls [100], [010] und [001] in das Laborkoordinatensystem, welches durch die Tischachsen gegeben ist. Wichtig bei der Orientierungsbestimmung des Kristallsystems ist, dass das Probenkoordinatensystem mit dem Referenzkoordinatensystem (Koordinatensystem des Tisches) übereinstimmt, **Bild 4-8**, da die Orientierung des Kristalls auf die Tischachsen bezogen wird. Die (zylindrischen) Proben wurden daher im nicht verkippten Zustand so ausgerichtet, dass die Umformrichtung parallel zur X0-Richtung des Tischkoordinatensystems (Kippachse) liegt. Die Darstellung der gemessenen Orientierung erfolgte hier in den meisten Fällen als IPF-

orientation-maps (inverse pole figur). Der wesentliche Vorteil dieser Darstellung liegt darin, dass für einen bestimmten Ort auf der Probe die Kristallorientierung sichtbar gemacht wird. Die Darstellung bezieht sich allerdings nur auf eine ausgewählte Referenzrichtung und ist damit nur ein Teil der Orientierung. Als Referenzrichtung wird hier die X0-Richtung des Kristalles verwendet. Somit ist eine Aussage über eine Textur direkt möglich: Mit dieser Vorgehensweise wird die Orientierung, d. h. die Verdrehung der X-Richtung des Kristallsystems zur Umformrichtung (X0-Richtung des Tisches) angegeben, bzw. die Richtung [uvw] des Kristalls die parallel zur Umformrichtung der Probe ist. Neben jedem IPF-Map der Probe wird eine IPF-Legende mit der Zuordnung der Farben zu kristallografischen Orientierungen dargestellt. Gewählt wurde hier rot $\langle 100 \rangle$, blau $\langle 111 \rangle$ und grün $\langle 110 \rangle$. Orientierungen, die in der inversen Polfigur zwischen den drei genannten auftreten, können allein durch die farbliche Zuordnung nicht eindeutig bestimmt werden. Zur Beschreibung der Orientierung aller drei Hauptachsen des Kristalls wurden daher in einigen Fällen die drei Eulerwinkel verwendet, vgl. **Abschnitt 6.1.1.2**. Da die Verformung rotationssymmetrisch zu der Ziehrichtung des Drahtes [Kug10] ist, müssen auch die entstehenden Texturen diese Symmetrie besitzen. Es genügt daher anzugeben, welche Kristallrichtung [uvw] in die Drahtachsenrichtung fällt [Bun71]. Die vorliegende Textur ist damit durch ein IPF-Verteilungsbild, eine IPF-Legende und eine Darstellung der Häufigkeitsverteilung der in X0 (Drahtachse) auftretenden Orientierungen innerhalb der inversen Polfigur eindeutig beschrieben. Es werden Höhenlinien gleicher Intensität festgelegt und so Gebiete starker Belegung gekennzeichnet, d.h. solche kristallografischen Richtungen, in die die Drahtachse besonders häufig fällt [Hir84]. Dem IPF-Map wird in den meisten Fällen ein Bild mit der Kennzeichnung der Korngrenzen überlagert. Die Korngrenzen lassen sich über den Missorientierungswinkel zwischen zwei Körnern festlegen. Nach Konvention wird hier der kleinste gemessene Eulerwinkel verwendet.

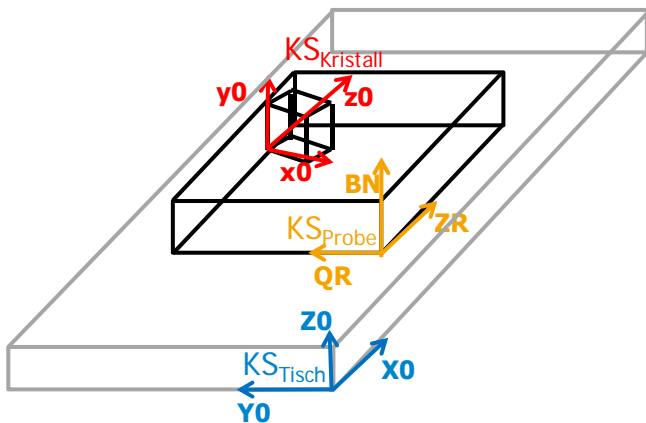


Bild 4-8: Tisch- (blau), Probenkoordinatensystem (gelb) und Kristallkoordinatensystem (rot)

Die Aluminiumproben, die zur EBSD-Messung vorgesehen waren, wurden mit dem Einbettmittel PolyFast der Firma Struers bei einer Temperatur von 180°C ($t = 14$ min) elektrisch leitfähig eingebettet. Die Probenoberflächen wurden mechanisch geschliffen und poliert, **Tabelle 4-5**. Danach wurde der interessierende Bereich mit dem Standardelektropliermittel für Aluminiumlegierungen AII von der Firma Struers und einer Spannung von 12V ca. 5 Sekunden elektrolytisch poliert, um Verformungen der Oberfläche aus der mechanischen Präparation zu eliminieren. Diese Vorgehensweise ist erforderlich, da die Informationstiefe bei der EBSD-Messung bis max. 25 nm beträgt, so dass bereits geringfügige Deformationen der Oberfläche, die für lichtmikroskopische Untersuchungen üblicherweise irrelevant sind, die EBSD-Messungen signifikant beeinträchtigen können.

Bei den beiden hier untersuchten Aluminiumlegierungen handelt es sich um industriell hergestellte, über die Phase Mg_2Si maximal ausscheidungsgehärtete Knetlegierungen. Eine Untersuchung der zur Festigkeitssteigerung beitragenden Ausscheidungen ist mit dem Transmissionselektronenmikroskop (TEM) mög-

lich. Die TEM-Untersuchungen wurden extern von Herrn Prof. Kleebe [Kle10], Institut für Geomaterialwissenschaften, TU-Darmstadt (TEM CM 20 mit einer maximalen Beschleunigungsspannung von 200 kV) sowie bei Herrn Prof. Christ [Chr10], Institut für Werkstoffwissenschaften der Universität Siegen (TEM Hitachi H-8100 mit einer maximalen Beschleunigungsspannung von 200 kV) durchgeführt.

Tabelle 4-5: Präparationsparameter der Schiffe der Aluminiumlegierungen EN AW-6056-T6 und EN AW-6082-T5 für die EBSD-Messungen

Unterlage	Lubrikant	Kraft [N]	Zeit [min]
Cameoschleifscheiben Körnung 120-180 und 220-320	Wasser	20	je 2
Largoscheibe 9 µm	Largosuspension	25	3
Moltuch 3 µm	Molsuspension	25	5
Chemtuch 0,2 µm	OP-S Suspension	15	1

4.2.2 Untersuchungen an zyklisch beanspruchten Proben

4.2.2.1 Untersuchung der Bruchfläche im Hinblick auf den Ort der Rissbildung

An allen gebrochenen glatten Proben der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 und dem Vergütungsstahl wurden Bruchflächenanalysen, bestehend aus Dokumentation der gesamten Bruchfläche, der Lage des Rissausgangs und der Untersuchung der Mikrostruktur im Rissausgangsbereich am Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt. Diese Untersuchungen fanden im ungekippten Zustand der Bruchfläche statt, d. h., die Probenachse stand parallel zum einfallenden Elektronenstrahl. In der REM-Aufnahme ist damit nur die Bruchfläche zu erkennen. Von den glatten Proben der Aluminiumknetlegierung EN AW-6082-T5 wurden einige Bruchflächen in [Pyt02] und [Ber04] hinsichtlich des Rissausgangs untersucht. Vertiefende mikrofraktografische Untersuchungen des Rissausgangs wurden in dieser Arbeit durchgeführt und werden in **Abschnitt 6.2** näher beschrieben. Zeigte sich im Rissausgangsbereich eine zweite Phase (IMT bei Aluminium, Einschluss bei Stahl), erfolgte die Analyse der chemischen Zusammensetzung dieser und der umgebenden Matrix mittels EDX.

Bei der fraktografischen Untersuchung der Bruchflächen werden drei Typen von Rissbildungsorten für die hier untersuchten Werkstoffe unterschieden:

Typ 1 – Rissbildung an der Oberfläche

Die Rissbildung erfolgt an der Oberfläche. Hier können makroskopischen Kerben, oberflächenspezifische Rauheiten wie z.B. Drehriefen, durch das Polieren eventuell nicht beseitigte Oberflächenbeschädigungen sowie Gleitlinien sein, die als mikroskopische Kerben wirken.

Typ 2 – Rissbildung an spezifischen, werkstoffimmanenten Inhomogenitäten bzw. Defekte

Die Rissbildung erfolgt an für Werkstoffgruppen typischen Inhomogenitäten bzw. Defekten, die eine bestimmte Größe aufweisen. Im Falle von Stählen sind das die Einschlüsse, **Abschnitt 2.3**. Aus einer Auswertung von Literaturdaten, **Abschnitt 2.3**, ist bekannt, dass die Größe von versagensauslösenden Einschlüssen in höherfesten Stählen 10 µm bis 70 µm beträgt. Eine detailliertere Unterteilung und Erläuterung zu deren Lage ist zur Beschreibung notwendig.

Typ 3 – Rissbildung an unspezifischen Orten im Probeninneren

Die Rissbildung erfolgt im Probeninneren ohne Vorhandensein oder Nachweis eines Defektes mittels REM-Untersuchung der Bruchfläche.

4 Eigene experimentelle Untersuchungen

Für den Rissausgangstyp 2 werden vier Fälle bezüglich der Lage der Einschlüsse zur Oberfläche unterschieden, **Bild 3.4-1**:

Fall I liegt vor, wenn der Defekt direkt an der Oberfläche liegt. Der Defekt wird durch die Oberfläche angeschnitten.

Fall II liegt vor, wenn der Defekt in Kontakt mit der Oberfläche steht. Der Defekt grenzt an die Oberfläche, ist aber nicht angeschnitten.

Fall III liegt vor, wenn der Defekt im oberflächennahen Gebiet liegt. Der Defekt befindet sich in einem Abstand bis zu 99 μm unterhalb der Oberfläche.

Fall IV liegt vor, wenn der Defekt im Probeninneren liegt. Der Defekt befindet sich mindestens in einem Abstand von 100 μm unterhalb der Oberfläche.

In den Fällen I und II wirkt der Defekt als mikroskopische Oberflächenkerbe. Im Fall III befindet sich der Defekt so nahe an der Oberfläche, dass angenommen wird, dass die Matrix zwischen Einschluss und Oberfläche keine Last aufnimmt und der Defekt damit ebenfalls als äußere Kerbe wirkt. Ausschließlich der Fall IV entspricht einem Versagen, das unterhalb der Oberfläche bzw. vom Probeninneren ausgeht. Der Defekt wirkt hier als innere Kerbe. Eine ähnliche Definition, allerdings ohne Fall III, wird von [Mur02] verwendet.

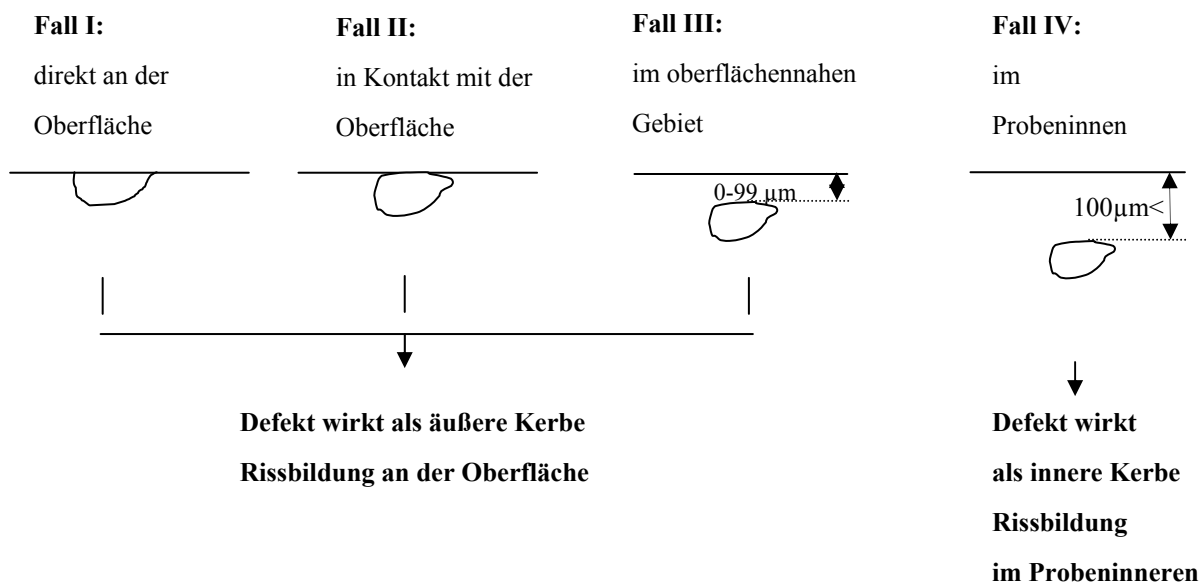


Bild 4-9: Definition zur Lage von Defekten

4.2.2.2 Untersuchung der Bruchfläche und der Oberfläche bei Rissbildung von der Oberfläche

Bei einigen Proben, die bei der REM-Untersuchung im unverkippten Zustand einen Rissausgang an der Oberfläche zeigten, wurden noch eingehendere Untersuchungen des Rissausgangs vorgenommen. Die Probe konnte im REM derart verkippt werden, dass der Rissausgang auf der Bruchfläche sowie auf der Probenoberfläche zu erkennen war. Somit konnten Aussagen getroffen werden, ob das Versagen von einer bestehenden Drehriefe oder von gebildeten Gleitlinien ausgeht.

4.2.2.3 Untersuchung der Probenoberfläche hinsichtlich Gleitlinien

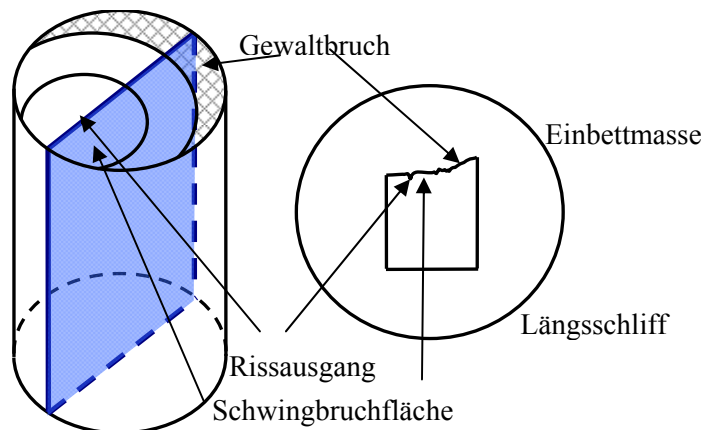
Wie in **Abschnitt 4.1.1** beschrieben, wurden unterbrochene Schwingversuche an glatten Proben der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 durchgeführt. Hierzu wurde der jeweilige Schwingversuch unterbrochen, die Probe ausgebaut, am REM die Probenoberfläche auf Bildung von Gleitlinien untersucht und

die Probe dann wieder in die Schwingprüfmaschine eingebaut. Diese Vorgehensweise wurde zwei bis viermal wiederholt, bis die Probe versagte. Nach dem Bruch wurde die Oberfläche noch einmal im REM hinsichtlich der Bildung von Gleitlinien auf der Probenoberfläche und insbesondere am Rissausgang untersucht. Weiterhin wurden einige ausgewählte gebrochene Proben sowie Durchläufer dieser Aluminiumknetlegierung und des Vergütungsstahls ebenfalls auf die Existenz von Gleitlinien untersucht. Hierzu erfolgte zuerst die Kontrolle der näheren Umgebung des Rissausgangs und danach die Oberfläche im gesamten Prüfbereich beider Bruchstücke. Die Gleitlinien sind erst ab einer 1000 fachen Vergrößerung erkennbar. Es ist aus Zeitgründen somit nicht möglich die gesamte Probenoberfläche zu untersuchen. Daher geschah die Untersuchung von insgesamt 6 Linien entlang der Probenachse auf der Probenoberfläche in Längsrichtung. Drei dieser Linien befanden sich auf der einen Probenhälfte, danach wurde die Probe aus dem REM ausgebaut und um 180° gedreht, damit die andere Probenhälfte einer Untersuchung zugänglich wurde.

4.2.2.4 Untersuchungen der Rissbildung im Probeninneren

Bei Auftreten eines Rissausgangs im Probeninneren erfolgten in Abhängigkeit des Werkstoffs detaillierte, bei hohen Vergrößerungen durchgeführte Untersuchungen am REM. Diese sind in dem jeweiligen Abschnitt näher erläutert. Weiterhin wurden Längsschliffe durch den Rissausgang in Form einer metallografischen Zielpräparation angefertigt. Hierzu wurde die Entfernung des interessierenden Bereiches zur Oberfläche am REM bestimmt. Die Probe wurde danach in Längsrichtung auf das am REM bestimmte Maß zuzüglich 100 µm mit einer Präzisionstrennmaschine von ATM und einer Trennscheibe von 0,45 mm Dicke getrennt. Beim anschließendem Schleifen und Polieren wurden die 100 µm solange iterativ abgearbeitet, bis die interessierende Stelle deutlich zu erkennen bzw. bis das im REM bestimmte Maß erreicht war. Im Falle der Aluminiumknetlegierungen erfolgte an diesen Längsschliffen EBSD-Messungen zur Charakterisierung des mikrostrukturellen Rissverlaufs.

Rissbildung an einem Einschluss im Probeninneren



Bruchstück einer Schwingprobe mit
Kennzeichnung der Lage des
Längsschliffs

Bild 4-10: Lage des Längsschliffs durch den Rissausgangsort (schematisch)

5 Materialcharakterisierung

5.1 Vorbemerkungen

Es wurden Untersuchungen an zwei über Mg_2Si ausscheidungsgehärteten Aluminiumknetlegierungen (EN AW-6056-T6, EN AW-6082-T5) und einem Vergütungsstahl (42CrMo4) in zwei Festigkeitsvarianten ($R_m = 1100 \text{ MPa}$, $R_m = 1350 \text{ MPa}$) durchgeführt, **Tabelle 4-1**. Von der Legierung EN AW-6082-T5 lagen die mechanischen Kennwerte aus dem Zugversuch und die Ergebnisse der Schwingversuche am Beginn dieser Arbeit aus [Pyt02, Ber04] vor. Zur besseren Übersicht, insbesondere zur Vergleichbarkeit mit der Legierung EN AW-6056-T6, sind diese Werte in der Materialcharakterisierung mit aufgenommen, aber als Zitat gegenüber den bei dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen gekennzeichnet.

5.2 Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6

5.2.1 Allgemeine Betrachtungen und Werkstoffherstellung

Von der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 lagen zur Untersuchung zwei unterschiedliche Chargen vor. Aus der einen wurden die glatten und schwach gekerbten ($K_t = 1,75$) Proben hergestellt (Charge A). Aus der anderen Charge wurden die Schrauben in den beiden Varianten schlusswärmebehandelt und schlussgewalzt gefertigt (Charge B). Die Verwendung zweier Chargen hat ihren Ursprung in dem jeweils erforderlichen Durchmesser der Drähte. Es sollten Schrauben M10 untersucht werden, die üblicherweise aus einem Draht mit einem Durchmesser von 11,75 mm hergestellt werden. Die glatten und gekerbten Proben für die Schwingversuche haben typischerweise ein Gewinde M 16 zur Aufnahme in der Prüfmaschine. Diese konnten demnach nur aus einem dickeren Draht (Durchmesser 18 mm) hergestellt werden.

Im Folgenden wird die Halbzeugherstellung mit den einzelnen Wärmebehandlungsschritten, soweit bekannt, beschrieben, da diese einen maßgeblichen Einfluss auf das Gefüge und damit auf die mechanisch-technologischen Eigenschaften hat. Die chemische Zusammensetzung ist abhängig von der Charge und wird demzufolge für beide Chargen aufgeführt. Die mechanischen Kennwerte sowie die Kornausbildung sind abhängig von der Umformung und der Wärmebehandlung. Aus diesem Grund werden diese getrennt für die Rohlinge der Charge A, der schlusswärmebehandelten und der schlussgerollten Schrauben aufgeführt. Dagegen sind die großen, primären intermetallischen Teilchen in erster Näherung nur abhängig von der Art der Legierung. Sie entstehen bereits während der Erstarrung. Eine EDX-Analyse dieser Teilchen wurde nur an einer Probe der Charge A beispielhaft durchgeführt und ist aus oben genannten Gründen auf die Charge B übertragbar.

Charge A – glatte und schwach gekerbte Proben

Ein Draht mit einem Durchmesser von 22 mm wird auf 19,5 mm kaltgezogen, wobei bei dem Drahtziehen in der Umformzone Zug- und Druckspannungen existieren [Kug09]. Damit stellt sich ein Umformgrad von 24 % ein. Umformgrad und Rekristallisationsglühung sollen so aufeinander abgestimmt sein, dass die Anforderung des Bestellers von einem mittleren Korndurchmesser von kleiner als $88 \mu\text{m}$ (Korngrößenkennzahl $G > 4$) erfüllt ist. Danach wird der Draht mit dem Durchmesser 19,5 mm auf 18,1 mm kaltgezogen, damit stellt sich ein geringer Umformgrad von 14% ein. Als Ergebnis dieser Herstellungsrouten weist der Draht nach Herstellerangaben eine Zugfestigkeit von $R_m = 150 - 175 \text{ MPa}$ bei einer Bruchdehnung von mindestens $A = 13 \%$ auf. Der Draht wurde auf Abschnitte von 110 mm zugeschnitten. An diesen Rohlingen wurde die Wärmebehandlung zum Erreichen des T6-Zustandes (Lösungsgeglüht und warmausgelagert) vom Hersteller durchgeführt. Das Lösungsglühen fand bei einer Temperatur von 555°C und das Warmauslagern bei einer Temperatur von 190°C für 4 Stunden statt.

Charge B – Schrauben M10

Das Halbzeug für die Schraubenherstellung ist ein Draht mit einem Durchmesser von 11,75 mm. Die vom Schraubenhersteller geforderten Lieferbedingungen an diesen Draht sind eine maximale Korngröße von 125 µm (Korngrößenkennzahl > 3) und eine Zugfestigkeit von $R_m = 150 - 175$ MPa bei einer Bruchdehnung von mindestens $A = 13\%$. Damit sind die Lieferbedingungen hinsichtlich der mechanischen Eigenschaften der Charge A und B gleich, hinsichtlich der Korngröße sowie des Drahtdurchmessers jedoch unterschiedlich.

Die Herstellung der schlusswärmebehandelten und schlussgerollten Schrauben erfolgt bis auf die letzten beiden Fertigungsschritte - Gewindeherstellung und Wärmebehandlung - analog und ist in **Bild 5-1** dargestellt.

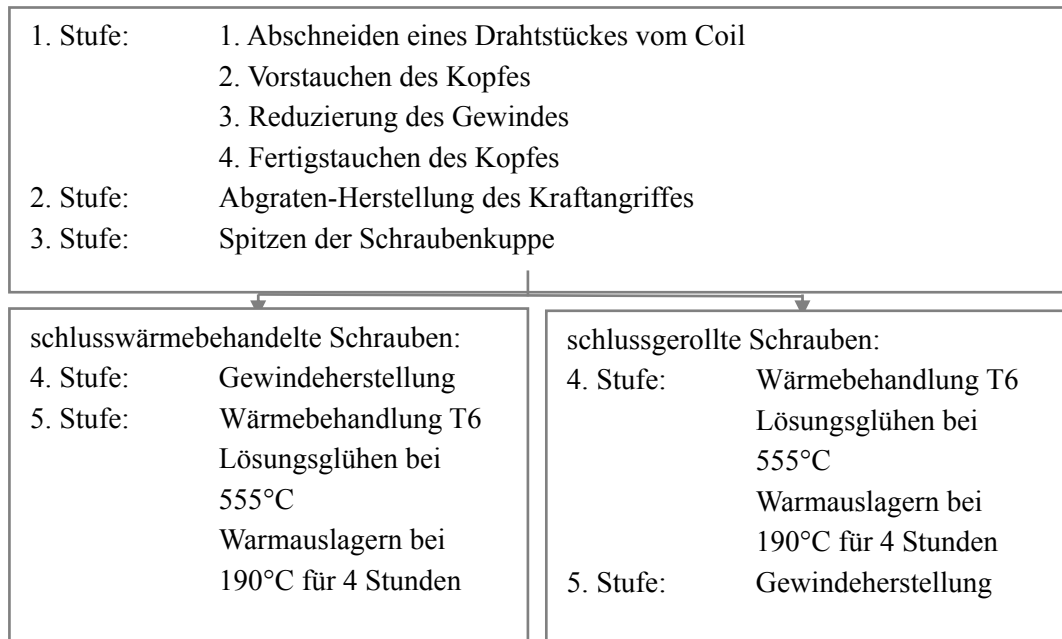


Bild 5-1: Herstellung der schlusswärmebehandelten und schlussgerollten Schrauben

5.2.2 Chemische Zusammensetzung

Die Ermittlung der chemischen Zusammensetzung erfolgte mittels optischer Funkenemissions-Spektralanalyse und ist in **Tabelle 5-1** angegeben. Die gefundenen Elementgehalte beider Chargen entsprechen den Anforderungen an den Werkstoff EN AW-6056 (AlSi1MgCuMn) nach der aktuell gültigen Norm DIN EN 573-3 [DIN1].

Tabelle 5-1: Chemische Zusammensetzung der beiden Chargen des EN AW-6056-T6 (Stückanalyse), [Massenanteil in %]

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Zr
EN AW-6056-T6 Charge A	1,01	0,182	0,574	0,547	0,864	0,183	0,015	0,118
EN AW-6056-T6 Charge B	0,99	0,185	0,735	0,569	0,884	0,199	0,012	0,132
Vergleichswerte nach DIN EN 573-3 für EN AW-6056	0,7-1,3	≤0,5	0,5-1,1	0,4-1,0	0,6-1,2	0,10-0,7	Ti+Zr ≤0,20	

5.2.3 Statisches und zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten

Aus dem Draht (Durchmesser 18,1 mm) der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 Charge A wurden drei Zugproben entnommen und nach DIN EN 10 002-1 [DIN5] geprüft.

Bei beiden Schraubenvarianten (Charge B) wurden jeweils Zugproben aus fünf Schrauben durch Abdrehen hergestellt. Somit konnten die mechanischen Kennwerte des Materials, unabhängig von der speziellen Schraubengeometrie, geprüft werden. Weiterhin wurden Bauteilzugversuche an jeweils drei Schrauben durchgeführt. Hier wurden die Zugfestigkeit und die 0,2%-Dehngrenze aus dem Verhältnis der maximalen Zugkraft bzw. der Kraft bei Erreichen der Dehnung von 0,2% zu dem Spannungsquerschnitt der Schraube M10 (58 mm²) ermittelt. Die Ergebnisse sind in **Tabelle 5-2** dargestellt.

Die Zugfestigkeit dieser Legierung liegt bei ca. 400 MPa und ist damit typisch für eine über die Mg₂Si-Phase ausscheidungsgehärtete Legierung [Kam02]. Auch die an einer Schraube ermittelten mechanischen Kennwerte erfüllen die Anforderungen an die technischen Lieferbedingungen größerer Automobilzulieferer [Arz10].

Das zyklische Spannungs-Dehnungs-Verhalten der Aluminiumlegierung wurde mit dem Incremental-Step-Test (IST, **Abschnitt 4.1.6**) untersucht und ist in **Bild 5-2** dargestellt. Die Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6, Charge A, zeigt weder zyklische Ent- noch Verfestigung.

Tabelle 5-2: Mechanische Kennwerte der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6. Im Bauteilzugversuch an den Schrauben ermittelte Maximalkraft und Dehngrenzenkraft wurden auf den Spannungsquerschnitt A_s bezogen. **sw:** schlusswärmebehandelt, **sg:** schlussgewalzt, Mittelwert und Standardabweichung ¹⁾ aus 3 Versuchen, ²⁾ aus 5 Versuchen

Werkstoff	Versuchsvariante	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]
EN AW-6056-T6	V1, V3, V4 ¹⁾	$344 \pm 1,5$	$393 \pm 1,7$	$19 \pm 0,3$	$47 \pm 0,6$
Material Schraube sw	V5 ²⁾	$367 \pm 16,3$	$412 \pm 19,0$	$14 \pm 0,8$	$40 \pm 3,2$
Schraube sw	V5 ²⁾	$350 \pm 6,8$	$396 \pm 6,3$		
Material Schraube sg	V6 ²⁾	$362 \pm 13,9$	$412 \pm 13,4$	$18 \pm 3,1$	$51 \pm 2,3$
Schraube sg	V6 ²⁾	$349 \pm 7,6$	$411 \pm 1,9$		

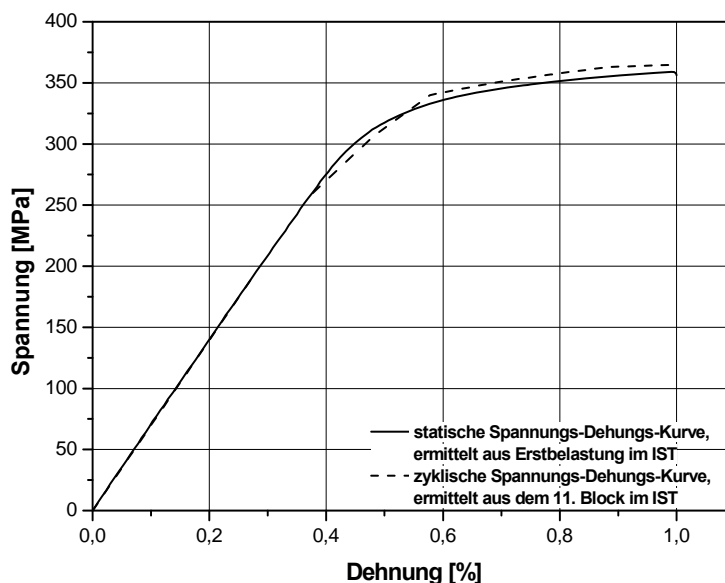


Bild 5-2: Statische und zyklische Spannungs-Dehnungskurve von EN AW-6056-T6 Charge A

5.2.4 Charakterisierung der Primärphasen

Die intermetallischen Teilchen (IMT) werden nach [Kay00, Ost07] in folgende drei Typen eingeteilt: Erstarrungstyp, Dispersoidtyp und Ausscheidungstyp. Sie bilden sich während unterschiedlicher Prozessschritte aus, **Tabelle 5-3**. Die inkohärenten intermetallischen Teilchen des Erstarrungstyps lassen sich lichtmikroskopisch feststellen, die kohärenten und teilkohärenten Teilchen des Dispersoidtyps und des Ausscheidungstyps nur transmissionselektronenmikroskopisch [Schu05], vgl. **Abschnitt 4.2**. Weiterhin wird angemerkt, dass die intermetallischen Teilchen keine chemischen Verbindungen mit genau stöchiometrischen Zusammensetzungen sind. Die zu ihrer Kennzeichnung verwendeten Formeln beschreiben lediglich die mittlere Zusammensetzung [Kam02].

Tabelle 5-3: Einteilung der intermetallischen Teilchen bei Aluminiumlegierungen [Kay00, Ost07]

Gefügeentwicklung	Prozessschritt	Größe
IMT Erstarrungstyp (Primärphase)	Erstarrung	1 – 30 µm
IMT Dispersoidtyp (Sekundärphase)	Homogenisierung des Gussblocks	50-500 nm
IMT Ausscheidungstyp (Sekundärphase)	Finale Aushärtebehandlung	10 - 50 nm

IMT vom Erstarrungstyp sind in der festen Aluminium-Lösung nicht auflösbar und auch nicht modifizierbar [Kay00]. Sie sind zwischen 1 und 30 µm groß, inkohärent und stabile Gleichgewichtsphasen. Bei plastischer Verformung stellen sie Orte mit Spannungs- und Dehnungskonzentration dar; sie können daher zu Orten für Rekristallisationskeime bei der Warmumformung bzw. während der Glühprozesse nach Kaltumformung werden und können damit die Textur beeinflussen [Hir84, Eng96]. Sie wirken sich sehr negativ auf die Kurzzeitermüdung (LCF) und die Bruchzähigkeit quer zur Umformrichtung aus [Kay00, Ost07]; bei sehr großen Teilchen (100 µm) auch auf die Schwingfestigkeit bei $N = 10^7$ - 10^8 [Lan79].

Die primären intermetallischen Teilchen (IMT) wurden am Längs- sowie am Querschliff metallografisch und im REM mittels EDX-Analyse charakterisiert. Überwiegend sind diese IMT gleichmäßig verteilt, teilweise existieren aber auch Cluster dieser Teilchen, **Bild 5-3**. Die Größenverteilung der primären intermetallischen Teilchen des Erstarrungstyps wurde am ungeätzten Querschliff bestimmt. Hierzu wurden die im Vergleich zur Matrix dunkleren IMT aus sieben Werkstoffbereichen anhand von Aufnahmen mit der Bildanalysesoftware „Leica QWinV3“ automatisch eingefärbt. Die Flächen wurden bestimmt und der jeweilige kreisäquivalente Durchmesser berechnet. Die Durchmesser der IMT wurden in Klassen mit jeweils 1 µm Schritten eingeteilt und die Häufigkeit pro Klasse ermittelt, **Bild 5-4**. Typischerweise entspricht die Größenverteilung nicht einer Gauss-Normalverteilung, [Got01] sondern der logarithmischen Normalverteilung

$$H(D)dD = \frac{1}{\sqrt{2\pi}\sigma} \cdot \frac{1}{D} \exp\left(-\frac{1}{2}\left(\frac{\ln(D/\bar{D})}{\sigma}\right)^2\right) dD. \quad (\text{Gl. 5-1})$$

Hierbei ist $H(D)dD$ die Häufigkeit, σ die Standardabweichung, D der Teilchendurchmesser und \bar{D} der mittlere Teilchendurchmesser. Damit ist der am häufigsten auftretende Wert (1 – 2 µm) nicht der Mittelwert (4,5 µm). Interessant für die Schwingfestigkeit sind allerdings die größten Teilchen in der Ebene senkrecht zur Beanspruchungsrichtung, also die Teilchen, die im Querschliff nachgewiesen werden können. Eine Clusterbildung konnte nur im Längsschliff beobachtet werden. Das größte im Querschliff nachgewiesene Teilchen weist einen Durchmesser von 13 µm auf. Damit ist es aber bei weitem nicht so groß wie die in [Lan79] aufgeführten Teilchen, die bei höheren Schwingspielzahlen ($10^7 < N < 10^8$) zum Versagen führen. Bei der Bestimmung der Größe wurden die einzelnen IMT nicht hinsichtlich ihrer chemischen Zusammensetzung unterschieden. Im lichtmikroskopischen Schliffbild kann zwischen

hellgrauen und schwarzen IMT differenziert werden. Es wurde eine typische Stelle im Querschliff ausgesucht und im Lichtmikroskop sowie im REM dokumentiert, **Anhang C Bild C1**. Die chemische Zusammensetzung der gekennzeichneten Teilchen sowie der Matrix wurden mittels EDX-Analyse ermittelt und sind in **Anhang C, Tabelle C1** aufgeführt. Die im Lichtmikroskop grau erscheinenden Teilchen weisen danach die Elemente Al, Mg, Si, Cu, Fe und Mn auf, die schwarz erscheinenden die Elemente Al, Mg, Si sowie geringe Anteile an Cu.

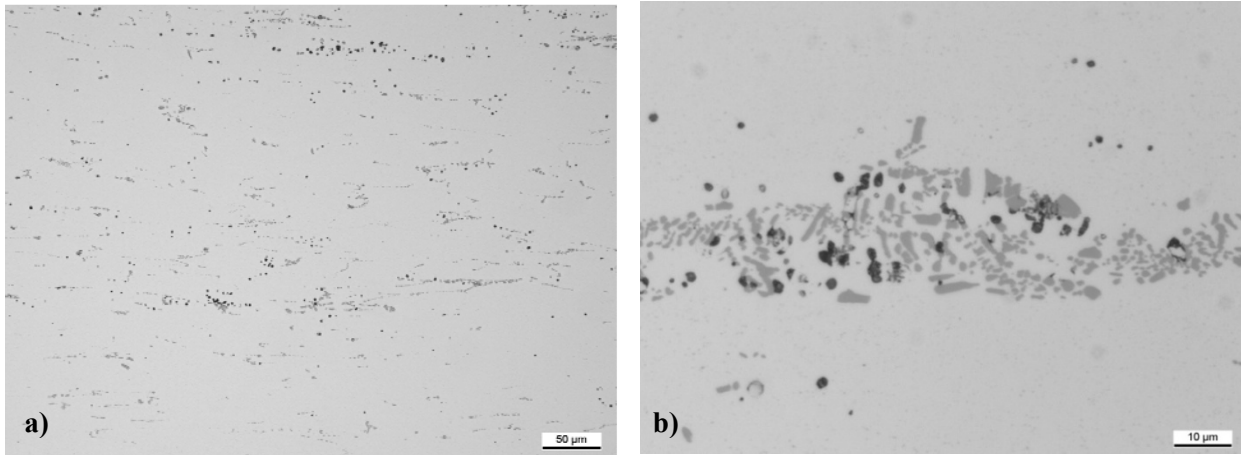


Bild 5-3: EN AW-6056-T6 Charge A primäre IMT am ungeätzten Längsschliff, a) Übersicht, b) Detail eines Clusters

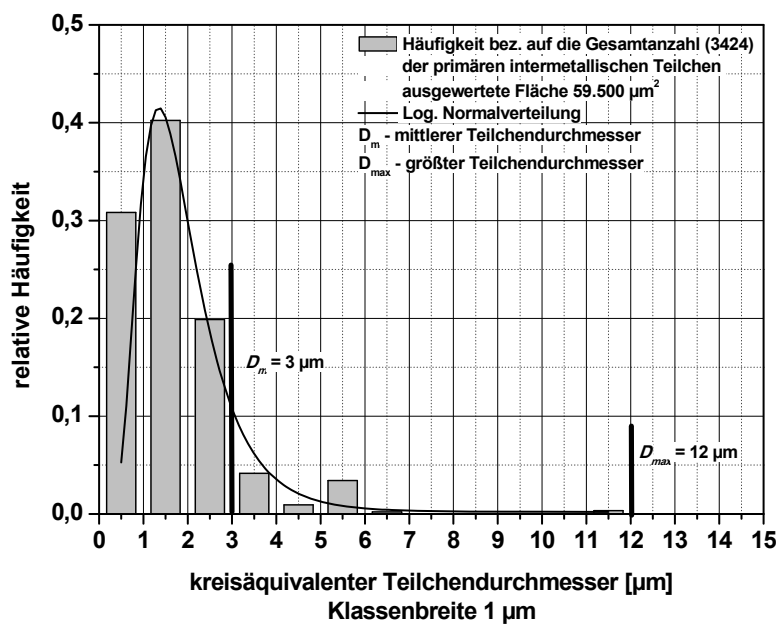


Bild 5-4: Größenverteilung der primären IMT der Legierung EN AW-6056-T6, die Bestimmung erfolgte am Querschliff

5.2.5 Gefügecharakterisierung EN AW-6056-T6 Charge A

Die Bestimmung der Korngrößenverteilung erfolgte analog zu der Bestimmung der Größenverteilung der primären intermetallischen Teilchen. Anhand der Schliffbilder senkrecht (Querschliff, **Bild 5-5a**) und parallel (Längsschliff, **Bild 5-5b**) zur Ziehrichtung des Drahtes sind, wie bei Draht zu erwarten, einachsige gestreckte Körner zu erkennen. Im Querschliff weisen die Körner somit eine globulare Form auf, so dass hier der kreisäquivalente Durchmesser

$$D_q = \sqrt{\frac{4A_q}{\pi}} \quad (\text{Gl. 5-2})$$

bestimmt werden konnte. Hierbei sind D_q der Korndurchmesser und A_q die ausgemessene Kornfläche im Querschliff. Die Korngrößenverteilung im Querschliff ist in **Bild 5-5a** dargestellt, der mittlere Korndurchmesser $\overline{D_q}$ beträgt 41 μm .

Bei den langgestreckten Körnern im Längsschliff kann der kreisäquivalente Durchmesser nicht zur Auswertung herangezogen werden. Hier wurde die Annahme getroffen, dass diese langgestreckten Körner einer Ellipse der Fläche

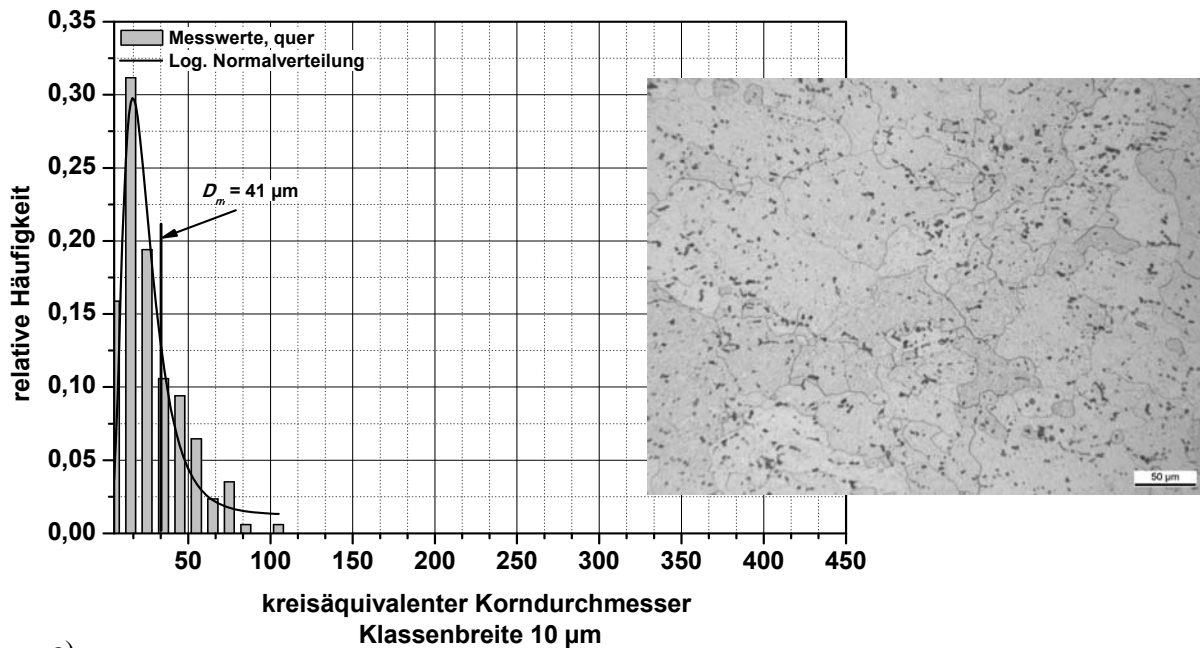
$$A = ab\pi \quad (\text{Gl. 5-3})$$

mit der großen Halbachsen a und der kleinen Halbachse b entsprechen. Dabei sollte $2b$ gleich dem im Querschliff ermittelten kreisäquivalenten Durchmesser $\overline{D_q}$ sein. Das Gefüge ist in **Bild 5-5b** dargestellt. Aus den ausgewerteten Kornflächen im Längsschliff wurde die mittlere Kornfläche zu $\overline{A_L} = 4761 \mu\text{m}^2$ bestimmt. Aus Gleichung 5-3 und dem im Querschliff mittleren Korndurchmesser $\overline{D_q}$ wird ein mittlerer Längsdurchmesser ($2a$) zu $\overline{D_{l,ber.}} = 148 \mu\text{m}$ berechnet. Der Streckungsgrad ergibt sich dann zu

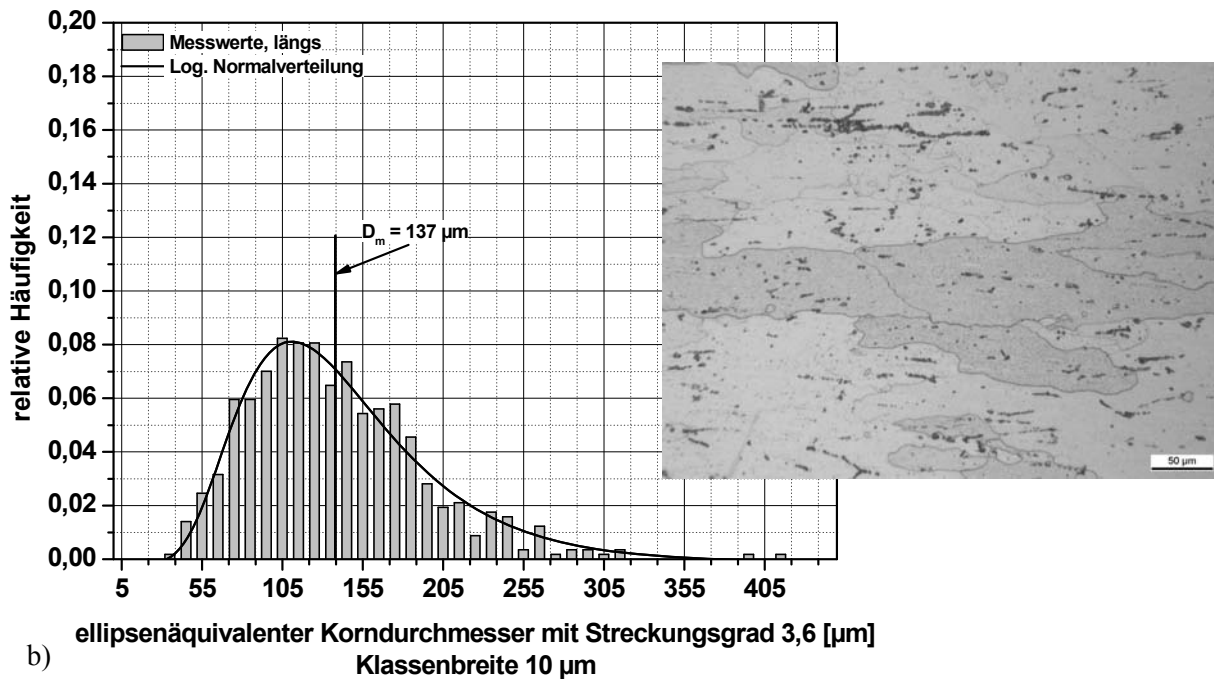
$$s = \frac{\overline{D_{l,ber.}}}{\overline{D_q}} = 3,6 \quad (\text{Gl. 5-4}).$$

Mit diesem Streckungsgrad wurde aus den ausgemessenen Kornflächen ein jeweiliger Korndurchmesser, bezogen auf eine Ellipse mit dem Verhältnis $a = 3,6 \cdot b$, bestimmt. Die so ermittelten Korndurchmesser im Längsschliff wurden in Klassen mit einer Klassenbreite von 10 μm eingestuft und ihre relative Häufigkeit (Anzahl pro Klasse/ Gesamtanzahl) in einem Korngrößenverteilungsdiagramm aufgetragen. Aus den Einzelwerten der Korndurchmesser bezogen auf eine Ellipse mit $a = 3,6 \cdot b$ wurde der Mittelwert $\overline{D_{l,gem.}} = 137 \mu\text{m}$ bestimmt. Der Unterschied von 11 μm zwischen dem berechneten Mittelwert des Korndurchmessers in Längsrichtung $\overline{D_{l,ber.}}$ und dem gemessenen Mittelwert $\overline{D_{l,gem.}}$ ist gering und damit vernachlässigbar, resultiert aber aus folgenden Bedingungen: Die Kreisform sowie die Ellipsenform sind zweidimensionale Annahmen, die in realem Gefüge nie auftreten können, da sonst kein Kornverbund vorhanden wäre. Auch der Streckungsgrad unterliegt einer Verteilungsfunktion.

Die vom Besteller für diesen Werkstoff geforderte Korngröße mit einer Korngrößenkennzahl von < 4 (88 μm) wäre damit bei einem Vergleich mit dem hier ermittelten Korndurchmesser in Längsrichtung bezogen auf eine Ellipse $\overline{D_{l,gem.}}$ nicht erfüllt. Jedoch wird die vom Besteller geforderte Korngröße beim Vergleich mit dem im Querschliff ermittelten kreisäquivalenten Korndurchmesser $\overline{D_q}$ sicher erfüllt. Allerdings weist diese Legierung, insbesondere im Vergleich zu der Legierung EN AW-6082-T5, ein relativ grobes Korn auf. Die primären intermetallischen Teilchen treten entlang der Korngrenzen nicht vermehrt auf.



a)



b)

Bild 5-5: EN AW-6056-T6 Charge A, Gefüge und Korngrößenverteilung bestimmt am geätzten metallografischen Schliff a) Querrichtung, b) Längsrichtung

5.2.5.1 Bestimmung der Textur und des rekristallisierten Anteils mittels EBSD-Messung

In **Abschnitt 4.2.1** wurde erläutert, dass beim Drahtziehen die Textur durch Angabe der Kristallrichtungen parallel zur Drahtachse $\langle uvw \rangle$ vollkommen beschrieben ist [Bun71, Hir88].

Die typische Ziehtextur der kubisch-flächenzentrierten Metalle ist die sogenannte doppelte Fasertextur, bei der entweder eine $\langle 111 \rangle$ - oder eine $\langle 100 \rangle$ -Richtung der Kristallite näherungsweise parallel zur Drahtachse liegt [Bun71], vgl. **Abschnitt 5.3.5**. In **Bild 5-6a** ist ein IPF-Verteilungsbild (IPF-inverse Polfigur) mit Überlagerung der Korngrenzen, vgl. **Abschnitt 4.2.1**, dargestellt. Anhand der inversen Polfigur mit eingezeichneten Höhenlinien gleicher gemessener Intensität, **Bild 5-6d**, ist zu erkennen, dass das Material eine $\langle 110 \rangle$ -nahe Textur aufweist. Damit liegt in dem Fall des Drahtes aus der Aluminiumlegierung

EN AW-6056-T6, im Gegensatz zu den Erwartungen, keine doppelte $\langle 100 \rangle$ $\langle 111 \rangle$ -Fasertextur vor. In **Bild 5-6c** ist die Häufigkeit der auftretenden Korngrenzen in Abhängigkeit von dem Missorientierungswinkel aufgetragen. Hier ist zu erkennen, dass viele Korngrenzen mit einem Missorientierungswinkel $< 2,5^\circ$ auftreten. Dies kann möglicherweise auf die weitere Kaltverformung nach der Rekristallisationsglühung zurückgeführt werden, vgl. **Abschnitt 5.2.1**.

Offen bleibt hier allerdings die Frage nach der Entstehung der bei der Legierung EN AW-6056-T6 beobachteten $\langle 110 \rangle$ -nahen Vorzugsorientierung. Zwei Möglichkeiten werden im Folgenden in Betracht gezogen und diskutiert: Die Textur ist im Wesentlichen eine (1) Verformungstextur oder (2) eine Rekristallisationstextur.

Zur Beantwortung dieser Fragestellung ist es relevant, die Substruktur der $\langle 110 \rangle$ -nahe orientierten Körner zu ermitteln und in Verbindung mit den vorliegenden Informationen des Herstellungsprozesses auf ihre Plausibilität zu überprüfen. Bei Körnern, die durch Rekristallisation entstanden sind, sollten nur geringe Missorientierungsunterschiede innerhalb eines einzelnen Korns auftreten.

Der rekristallisierte und der verformte Anteil sowie der Anteil des Gefüges mit Substrukturen lässt sich mit der Software „HKL-Tango“ auswerten: Hierbei wird in jedem einzelnen Korn der Mittelwert des Missorientierungswinkels bestimmt. Wenn dieser Mittelwert den vom Benutzer eingegebenen Wert zur Definition eines Subkorns θ_c übersteigt, dann wird das Korn als verformt eingestuft. Manche Körner bestehen aus Subkörnern. Bei diesen Körnern ist der Mittelwert der Missorientierung, bestimmt über das ganze Korn, kleiner als θ_c , aber die Missorientierung von Subkorn zu Subkorn ist größer als θ_c . In diesem Fall werden die Körner als substrukturiert klassifiziert. Die restlichen Körner werden als rekristallisiert definiert. Das heißt, die gewählte Größe von θ_c steuert das Ergebnis der Auswertung maßgeblich.

Bei der Herstellung des Drahtes, **Abschnitt 5.2.1**, wurde der Draht mit einem Umformgrad von 24% kaltgezogen und danach rekristallisationsgeglüht. Im Anschluss wurde der Draht wiederum mit einem Umformgrad von 14 % kaltgezogen. Lösungsglügen und Warmauslagern erfolgten als letzte Schritte.

Für die erste Auswertung des rekristallisierten Anteils in **Bild 5-8a** wurde die Annahme getroffen, dass nur Körner als rekristallisiert gelten, wenn diese einen Missorientierungsunterschied von $\theta_c = 1^\circ$ nicht übersteigen. Zu erkennen ist, dass nur wenige Körner als rekristallisiert eingestuft wurden. Im Vergleich zu dem IPF-Verteilungsbild, **Bild 5-6a**, ist zu erkennen, dass die Körner mit einer Orientierung nahe $\langle 110 \rangle$ als verformt und nicht als rekristallisiert eingestuft wurden. Daraus müsste geschlossen werden, dass die $\langle 110 \rangle$ -nahe Textur einer Verformungstextur entspricht. Weiterhin kann damit ausgeschlossen werden, dass bei dem Lösungsglühprozess vor der finalen Ausscheidungshärtung Rekristallisation stattgefunden hat. Die Verformungstextur $\langle 110 \rangle$ müsste nach [Bun71] aus einer Druckverformung resultieren. Die inverse Polfigur einer gestauchten Aluminiumprobe aus [Bun71] ist zum Vergleich in **Bild 5-7** dargestellt. Nach Angaben des Drahtherstellers soll nach einer Kaltverfestigung von 24% eine Rekristallisation stattgefunden haben. Daran anschließend fand ein weiteres Kaltumformen - allerdings mit geringerem Umformgrad - statt. Beim Drahtziehen herrschen zwar auch Druckspannungen in der Umformzone (quer zur Ziehrichtung), aber die typische Drahttextur, **Bild 5-19**, ist dennoch eine $\langle 111 \rangle$ $\langle 100 \rangle$ doppelte Fasertextur.

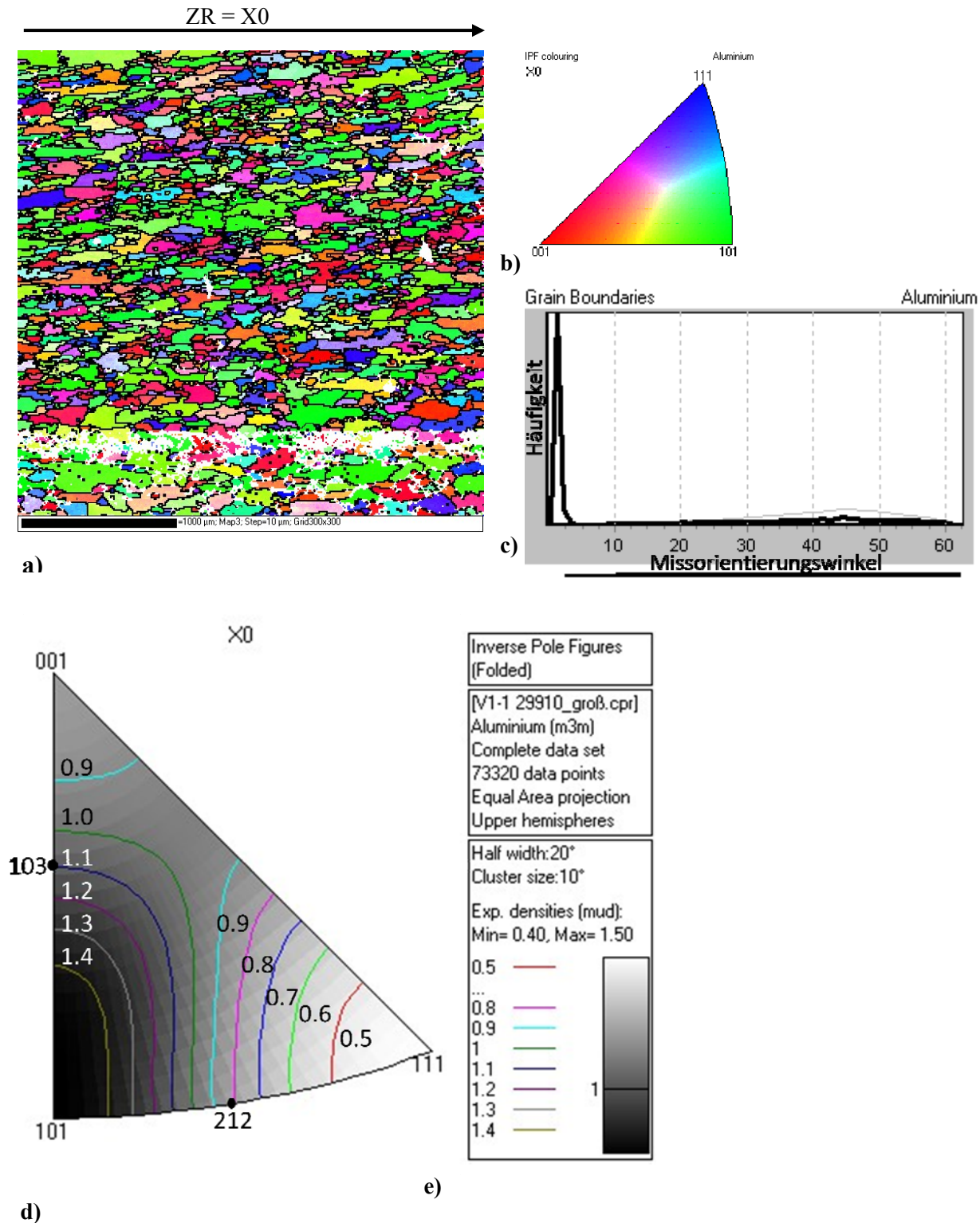


Bild 5-6: EN AW-6056-T6, unbeanspruchter Referenzzustand (Anlieferungszustand), **a)** IPF-Verteilungsbild zur Bestimmung der Textur mit hinterlegten Korngrenzen, Probe wurde so ausgerichtet, dass die Ziehrichtung (ZR) des Drahtes der Kippachse (X0) des Probenstückes entspricht (vgl. **Abschnitt 4.2.1**), Einfärbung der kristallografischen Orientierung der einzelnen Körner mittels der in **b)** dargestellten Farbskala (inverse Polfigur), **c)** Häufigkeit von Korngrenzen in Abhängigkeit vom Missorientierungswinkel, Korngrenzen mit $2,7^\circ < \theta_c < 10^\circ$: dünne Linie, $\theta_c > 10^\circ$: dicke Linie, **d)** Inverse Polfigur, die eingezeichneten Linien sind Höhenlinien gleicher gemessener Intensität, das Material weist eine $\langle 110 \rangle$ -nahe Textur auf **e)** Legende zu d)

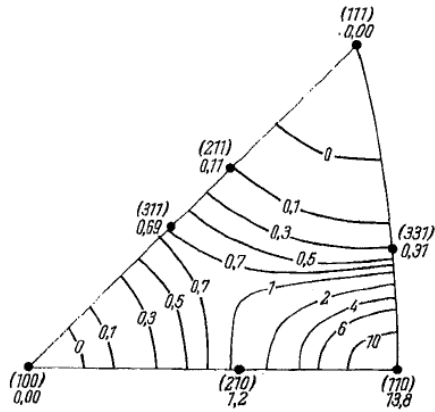


Bild 5-7: Inverse Polfigur einer gestauchten Aluminiumprobe aus [Bun71], die eingezeichneten Linien sind Höhenlinien gleicher gemessener Intensität. Die Probe weist eine $\langle 110 \rangle$ -nahe Textur auf.

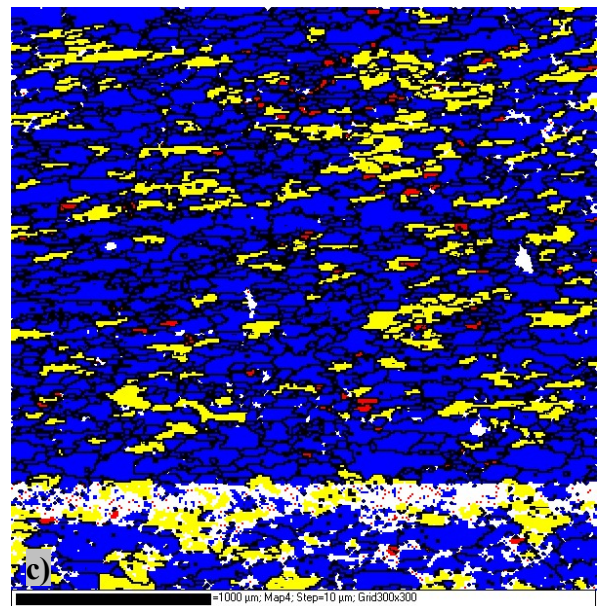
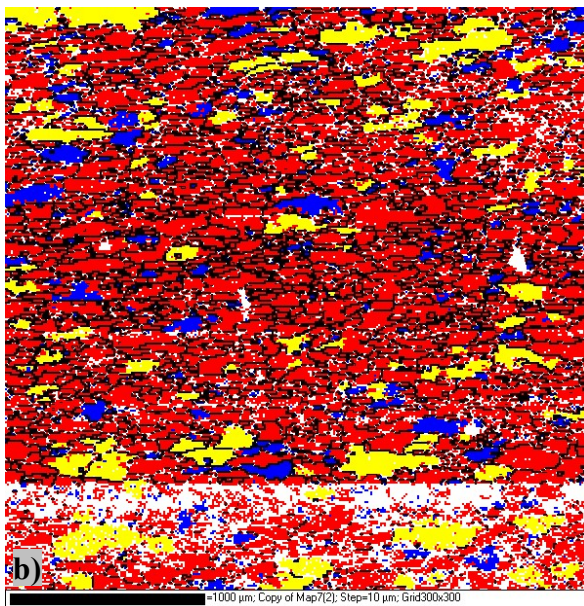
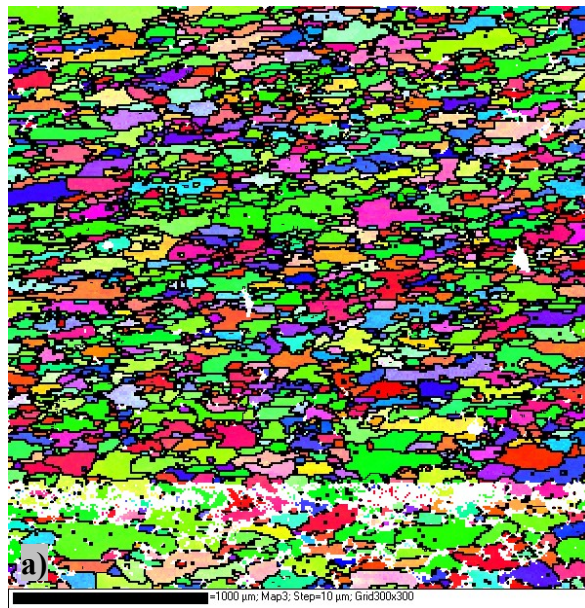


Bild 5-8: EN AW-6056-T6, unbeanspruchter Referenzzustand **a)** IPF-Verteilungsbild aus **Bild 5-6** zum Vergleich mit **b)** und **c)**, **b)** rekristallisierter Anteil bei $\theta_c = 1^\circ$ ca. 2%, **c)** rekristallisierter Anteil bei $\theta_c = 2,7^\circ$ ca. 70%, Einfärbungen: blau – rekristallisiert, rot – verformt, gelb - substrukturiert

Für eine zweite Auswertung des rekristallisierten Anteils wurde die Annahme getroffen, dass die in **Bild 5-6c** gezeigte erhöhte Häufigkeit von Korngrenzen mit einer Missorientierung von ca. $2,5^\circ$ aus der nach der eigentlichen Rekristallisation stattfindenden Umformung resultieren. Diese Korngrenzen sollten bei der Auswertung des rekristallisierten Anteils nun nicht berücksichtigt werden. Deshalb wurde jetzt ein Missorientierungsunterschied von $2,7^\circ$ der Auswertung des rekristallisierten Anteils zugrunde gelegt, **Bild 5-8c**. Im Vergleich zu dem IPF-Verteilungsbild, **Bild 5-6a**, ist zu erkennen, dass die Körner mit einer Orientierung nahe $\langle 110 \rangle$ als rekristallisiert eingestuft wurden. Daraus könnte geschlossen werden, dass die $\langle 110 \rangle$ -nahe Textur durch die Rekristallisationsglühung nach dem Kaltziehen mit einem Umformgrad von 24 % entstanden ist. Die **Tabelle 5-4** gibt die wesentlichen Ergebnisse der Gefügecharakterisierung der Legierung EN AW-6056-T6 wieder.

Zur weiteren Interpretation der bei dieser Legierung auftretenden $\langle 110 \rangle$ -Textur ist es notwendig, die Ergebnisse der Charakterisierung der Sekundärphasen mittels Transmissionselektronenmikroskopie und die Ergebnisse der Texturanalyse der Legierung EN AW-6082-T5 hinzuzuziehen. Diese werden jedoch erst in den folgenden Abschnitten vorgestellt. Aus diesem Grund wird eine weiterführende Interpretation der $\langle 110 \rangle$ -Textur der Legierung EN AW-6056-T6 in dem **Abschnitt 7.1.1** vorgenommen.

Tabelle 5-4: Gefügekennwerte der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 Charge A, \bar{D} : mittlerer Durchmesser, D_{max} : größter Durchmesser

\bar{D} Korn quer [μm]	\bar{D} Korn längs [μm]	Streckungsgrad	\bar{D} primäre IMT [μm]	D_{max} primäre IMT [μm]	Textur	Rekristallisationsgrad
41	137	3,6	3	12	$\langle 110 \rangle$ -nahe Textur	$\Theta_c = 1^\circ$: ca. 2%, $\Theta_c = 2,7^\circ$: ca. 70%

5.2.5.2 Charakterisierung der Sekundärphasen mittels TEM

Die Sekundärphasen werden in zwei weitere Arten unterteilt: die thermisch weitgehend stabilen Dispersionsphasen und die löslichen Ausscheidungsphasen in aushärtbaren Legierungen, vgl. **Tabelle 5-3**. Die Dispersoide scheiden sich, während der Homogenisierungsglühung, aus der übersättigten Lösung in Form teilkohärenter oder inkohärenter, metastabiler intermetallischer Phasen aus. Sie werden bei den nachfolgenden üblichen Wärmebehandlungen aufgrund der geringen Löslichkeiten ihrer Legierungsbestandteile nicht mehr aufgelöst oder vergrößert. Infolge ihrer Bildung aus einer Festphasenumwandlung und ihrer Vergrößerungsresistenz liegt die Größe von IMT vom Dispersoidtyp zwischen $0,02 \mu\text{m}$ bis $0,5 \mu\text{m}$. Allerdings sind sie für eine merkliche Festigkeitssteigerung bereits zu groß. Die Größenverteilung der Dispersoide in Aluminium-Knetlegierungen ist allerdings für die Kontrolle des rekristallisierten Anteils, der Rekristallisationskorngröße, sowie der kristallographischen Textur relevant [Kay00]. Die Ausscheidungsphasen für AlMgSi-Legierungssysteme lassen sich nach folgender Sequenz bei der unmittelbar nach dem Abschrecken stattfindenden Warmaushärtung aus der übersättigten festen Lösung (ÜFL) beschreiben: ÜFL \rightarrow GP I-Zonen (nadelförmig) \rightarrow β'' (GP II-Zonen, nadelförmig) \rightarrow β' (stäbchenförmig) oder weitere metastabile Phasen \rightarrow β (plattenförmig) [Hat90, Dav94, Ost07, Ban10], wobei GP für Guinier-Preston Zonen [Got01, Geu09] steht.

Die Maximalhärte wird durch feine, kohärente, nadelförmige β'' -Ausscheidungen verursacht. Der Übergang von der übersättigten Lösung zur β'' -Ausscheidung ist ein Prozess, der die Bildung verschiedener Zwischen- und Übergangsphasen einschließt. Die GP I-Zonen (sog. pre- β'' -Phase) haben eine günstigere Kohärenz mit dem Aluminiumgitter und verursachen daher keine so große Festigkeitssteigerung. Weiterhin enthält die pre- β'' -Phase noch Aluminiumatome, die bei fortgesetzter Auslagerung durch Mg und Si ersetzt werden dürften [Ost07]. Über die metastabile, meist teilkohärente β' -Phase wird bei hinreichend

hoher Temperatur bzw. Glühzeit die stabile, inkohärente β -Phase Mg_2Si erreicht [Kay00]. Im Allgemeinen führt der Zusatz von Kupfer in AlMgSi -Legierungen zu einer deutlichen Anhebung der Festigkeitseigenschaften bei der Warmaushärtung. Außer den Vorläufern (β'' , β') der Gleichgewichtsphase β - Mg_2Si enthalten Cu-haltige AlMgSi -Legierungen zusätzlich die Gleichgewichtsphase Q ($\text{Al}_5\text{Cu}_2\text{Mg}_8\text{Si}_6$) sowie ihre Vorläuferphasen [Ost07]. Die Festigkeitssteigerung durch Cu wird zurückgeführt auf eine dichtere Verteilung der kohärenten Ausscheidungen β'' und der stäbchenförmigen, teilkohärenten Q'-Phase [Bar02, Cha02]

Wie in **Abschnitt 4.2.1** erläutert, wurden die Untersuchungen am Transmissionselektronenmikroskop (TEM) am Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung der Universität Siegen (Herr Prof. Christ) [Chr10], und am Institut für Geomaterialwissenschaften der TU Darmstadt (Herr Prof. Kleebe) [Kle10] durchgeführt. Ziel der TEM-Untersuchungen war es, den Ausscheidungszustand der Legierung EN AW-6056-T6 Charge A im unbeanspruchten Referenzzustand zu untersuchen. Die wesentlichen Fragestellungen hierbei lauteten, ob Ausscheidungen oder ausscheidungsfree Säume entlang der Korngrenzen existieren und wie sich die Verteilung und Anordnung der zur Festigkeitssteigerung beitragenden Ausscheidungen in der Matrix darstellen.

In **Bild 5-9** sind Ausscheidungen entlang zweier unterschiedlicher Korngrenzen gezeigt. Die Größe der Ausscheidungen beträgt ungefähr 20 bis 30 nm. Damit gehören diese der Größe nach zu dem Ausscheidungstyp, der bei der finalen Warmaushärtung entsteht. Es wurden Ausscheidungen entlang vier weiterer Korngrenzen nachgewiesen, **Anhang D1**. Somit sind diese keine singulären Erscheinungen. Die EDX-Analyse ergab die Bestandteile Mg, Si und Cu. Das entspricht den Erwartungen für eine kupferhaltige AlMgSi -Legierung, und die Ausscheidungen sollten den aus [Bar02, Cha02] bekannten Q'-Phasen entsprechen. Damit wurde nachgewiesen, dass die Korngrenzen der Legierung EN AW-6056-T6 durch 20 bis 30 nm große, im Wesentlichen stäbchenförmige Ausscheidungen des Typs Mg, Si, Cu (Q'-Phasen) belegt sind. Zusätzlich existieren entlang der Korngrenzen noch ausscheidungsfree Zonen, **Bild 5-9b**.

Innerhalb der Matrix treten unterschiedliche Formen von Sekundärphasen auf, die wahrscheinlich auf unterschiedliche Prozessschritte zurückzuführen sind:

- Es konnten plattenförmige Ausscheidungen mit einer Größe von ca. 50 bis 250 nm nachgewiesen werden, **Bild 5-10**. Wie oben beschrieben sind Ausscheidungen der Größe von 50 bis 500 nm Dispersoide, die typischerweise während der Homogenisierung des Gussblocks entstehen [Kay00, Ost07]. Es kann angenommen werden, dass die 50 bis 250 nm großen plattenförmigen Sekundärphasen den beschriebenen Dispersoiden entsprechen.
- Innerhalb der Matrix existieren plattenförmige, statistisch verteilte, ca. 10 nm große Ausscheidungen, **Bild 5-9b** und **Bild 5-11a**. Diese entsprechen mit ihrer Größe den Ausscheidungen, die bei der finalen Wärmebehandlung ausgeschieden werden und die Festigkeitssteigerung bewirken [Kay00, Got01].
- Weiterhin sind in **Bild 5-9b** und **Bild 5-11a** linienhaft angeordnete, senkrecht aufeinander stehende, nadelförmige Ausscheidungen zu erkennen. An der in **Bild 5-11a** gekennzeichneten Stelle wurde die kristallografische Orientierung des Kornes mittels eines Beugungsbildes, bestimmt. Die hierbei angewendete Vorgehensweise wird in **Anhang D2** beschrieben. Hieraus ist ersichtlich, dass die nadelförmigen Ausscheidungen entlang der Würfelflächen, den $\{100\}$ -Ebenen des kubisch-flächenzentrierten Aluminiumgitters angeordnet sind. Zusätzlich sind in dem Beugungsbild, **Bild 5-11b**, sogenannte Streaks (Streifen) auf $\{100\}$ -Ebenen zu erkennen, die nach [Wil09] als Reflexe der nadelförmigen Ausscheidungen interpretiert werden können. Diese Anordnung der nadelförmigen Ausscheidungen entlang der $\{100\}$ -Ebenen des Gitters ist typisch für die warmausgehärteten Legierungen der AlMg_2Si -Gruppe [Hat90, Ban10]. Zusätzlich treten bei diesem Legierungstyp auch noch Ausscheidungen entlang der $\{110\}$ -Ebenen auf [Hat90, Ban10]. Wie aus **Bild 5-12a** zu erkennen, erstrecken sich diese Ausscheidungen über mehrere Atomlagen. Innerhalb dieser Ausscheidung (im Bild

mit einem Kreis markiert) wurde eine **FFT**-Analyse (**F**ast **F**ourier **T**ransformation) durchgeführt, **Bild 5-12b**. Zum einen sind die Signale des Aluminiumgitters zu erkennen (Reflexe sind indiziert) und zum anderen befinden sich etwa in halbem Gitterebenenabstand zusätzliche Signale (mit 2 gekennzeichnet). Diese sowie die Streaks in dem Beugungsbild, **Bild 5-11b**, können dahingehend interpretiert werden, dass die untersuchten Ausscheidungen ein kristallografisches Gitter aufweisen, das teilkohärent zum Aluminiummatrixgitter ist.

In Anlehnung an [Got01] und die darin vorgestellten Untersuchungen an Al-Cu-Legierungen sowie an die oben beschriebene Ausscheidungssequenz bei AlMgSi-Legierungen wird vermutet, dass die in dieser Legierung nachgewiesenen, linienhaft angeordneten, nadelförmigen Zonen den β'' Ausscheidungen (GP II-Zonen) entsprechen. Damit sollte bei der Legierung EN AW-6056 in dem Zustand T6 (lösungsgeglüht und warmausgelagert) der maximale Festigkeitszustand über diese β'' -Ausscheidungen eingestellt sein.

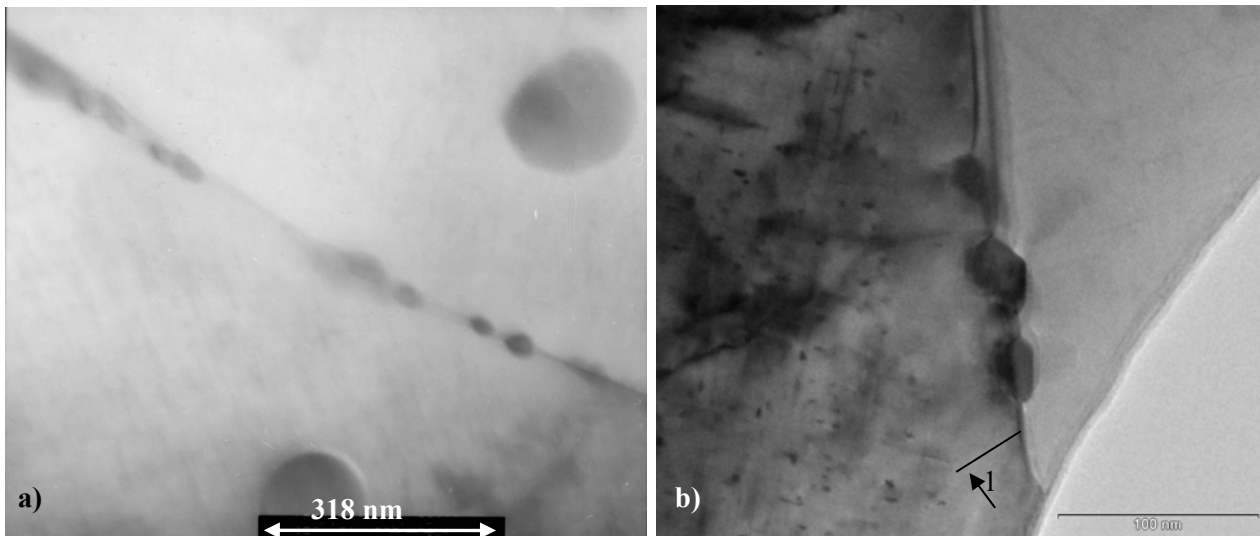


Bild 5-9: EN AW-6056-T6 Charge A, **a)** Ausscheidungen entlang der Korngrenze [Chr10], **b)** Q'-Ausscheidungen (EDX-Analyse: Mg, Si, Cu) entlang (einer anderen Korngrenze als in a) mit einer ausscheidungs-freien Zone entlang der Korngrenze (1), dunkler erscheinendes Korn: plattenförmige, regellos verteilte Ausscheidungen und nadelförmige, senkrecht aufeinander stehende β'' -Ausscheidungen [Kle10]

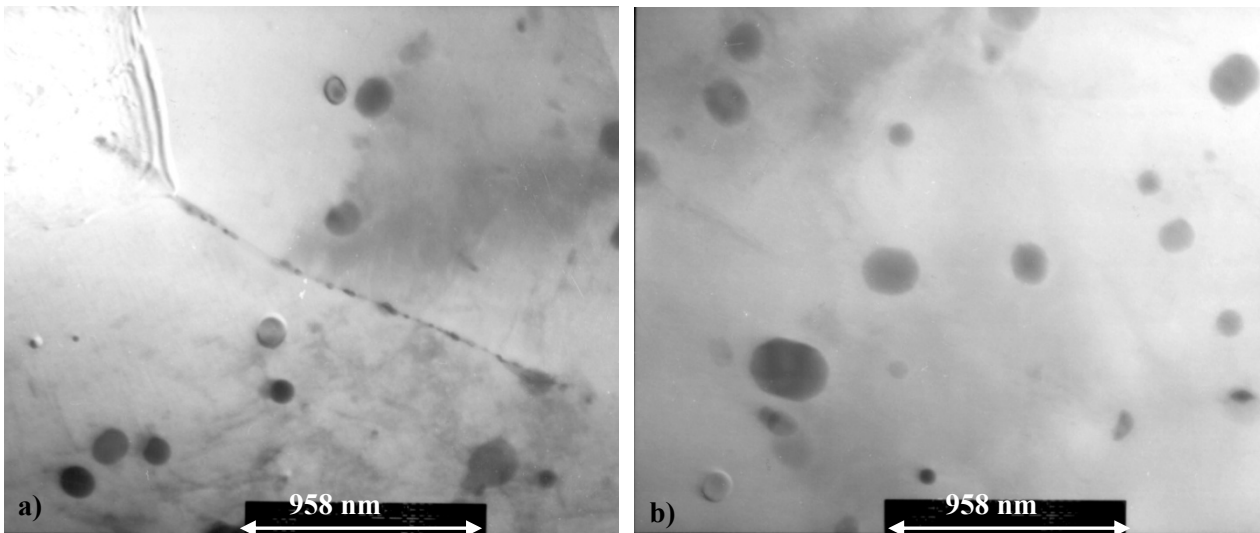


Bild 5-10: EN AW-6056-T6 Charge A, **a)** Ausscheidungen entlang der Korngrenzen und Dispersoide 50 nm bis 250 nm groß innerhalb der Matrix [Chr10], **b)** Dispersoide 20 nm bis 200 nm groß innerhalb der Matrix [Chr10]

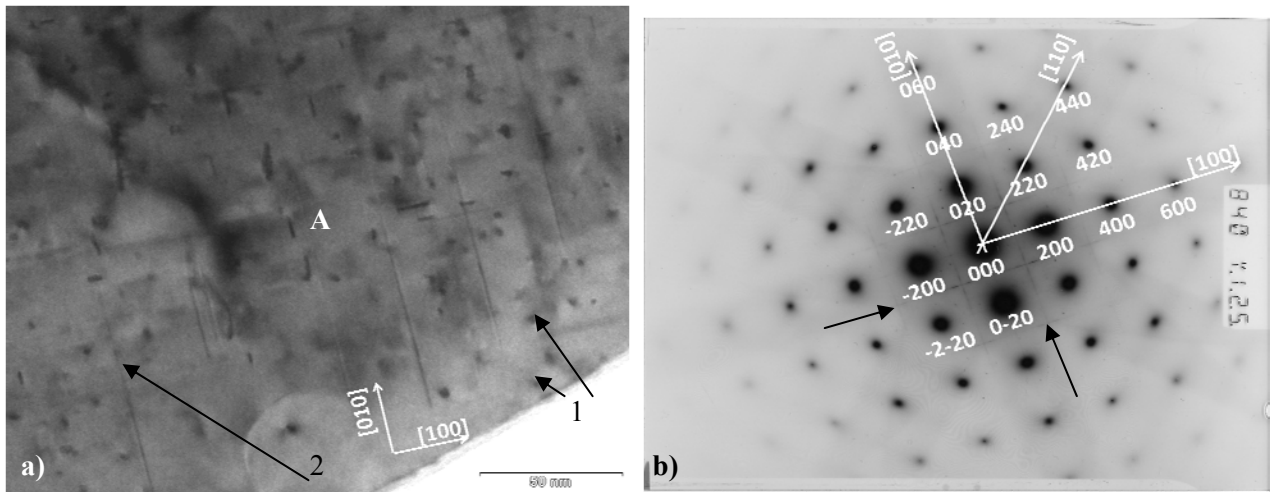


Bild 5-11: EN AW-6056-T6 Charge A, **a)** Ausscheidungen in der Matrix [Kle10] (Es sind bei 1 statistisch verteilte plattenförmige ca. 10 nm große Ausscheidungen und bei 2 nadelförmige, senkrecht aufeinander stehende β'' -Ausscheidungen zu erkennen. Die β'' -Ausscheidungen sind entlang der Würfelflächen $\{100\}$ angeordnet.) **b)** Elektronenbeugungsbild [Kle10] Stelle A aus a) mit Indizierung (Die Orientierung der Probenoberfläche ist $[001]$, zusätzlich sind sogenannte streaks (Streifen) auf $\{100\}$ zu erkennen)

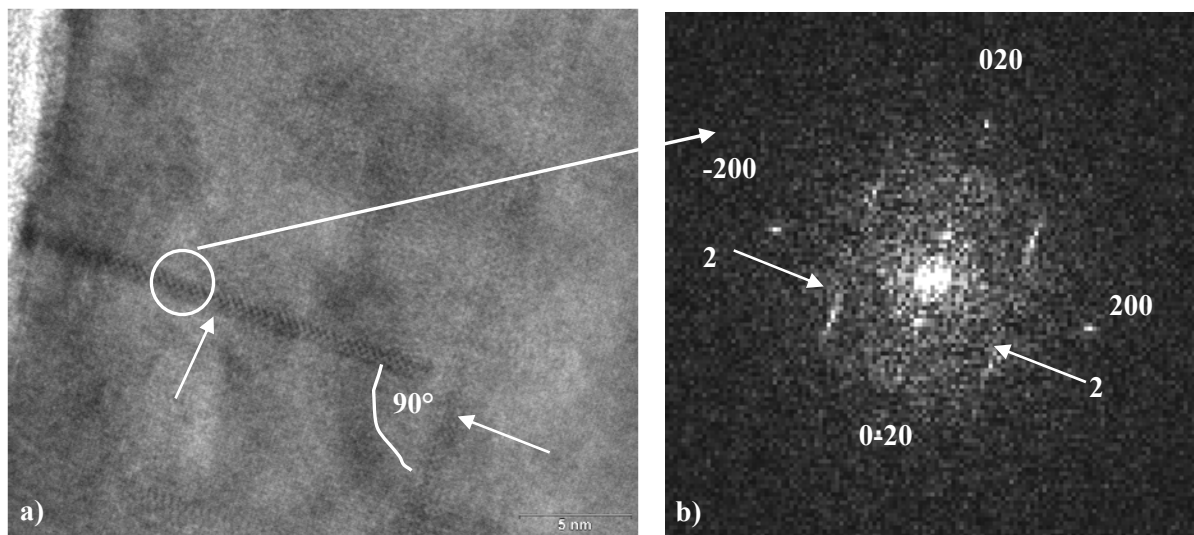


Bild 5-12: EN AW-6056-T6 Charge A, **a)** Detail aus **Bild 5-11a**, senkrecht zueinander stehende nadelförmige Ausscheidungen [Kle10], diese sind entlang der Würfelflächen $\{100\}$ angeordnet, **b)** FFT-Bild (Fast Fourier Transformation) [Kle10], Reflexe des Aluminium-Kristallgitters sind indiziert, 2 Reflexe des Kristallgitters der GP II-Zone auf $\{100\}$

5.2.6 Gefügecharakterisierung EN AW-6056-T6, Charge B –Schrauben–

Das Gefüge der Schrauben ist im Wesentlichen durch den Herstellungsprozess bestimmt, **Bild 5-1**. Damit existieren deutliche Unterschiede im Gewindegrund zwischen der schlusswärmebehandelten, **Bild 5-13e**, und der schlussgerollten Variante, **Bild 5-14e**. Die Gemeinsamkeiten in der Gefügeausbildung beider Schraubenvarianten zeigen sich im Übergang vom Schraubenkopf zum Schraubenschaft, **Bild 5-13d** und **Bild 5-14d** sowie in der Schaftmitte. Diese beiden Bereiche sind von der unterschiedlichen Fertigungsabfolge nicht betroffen. Hier gilt für beide Schraubenvarianten, dass der Umformgrad ausreichend hoch ist, um bei der anschließenden Lösungsglühbehandlung eine Rekristallisation zu ermöglichen.

Durch das Anstauchen des Kopfes und Reduzierung des Gewindes wird ein hoher Umformgrad am Übergang Kopf-Schaft erreicht. Durch Rekristallisation während der Lösungsglühung entsteht ein relativ feines, annähernd globulares Gefüge. In der Mitte vom Schraubenschaft ist der Umformgrad etwas geringer, aber dennoch ausreichend für eine Rekristallisation, allerdings zu deutlich größeren Körnern, da die Korngröße mit sinkendem Verformungsgrad in der Regel zunimmt [Got01].

Bei den schlusswärmebehandelten Schrauben wurde durch das Gewinderollen ein hoher Umformgrad im Gewindegrund erreicht. Dieser führte bei der sich anschließenden Rekristallisation zu einem feinen globularen Korn mit $D_m = 19 \mu\text{m}$. In der Schaftmitte wurde durch das Reduzieren des Schaftes ein geringerer Umformgrad als im Gewindegrund erreicht; somit stellt sich hier eine größere Korngröße von $D_m = 30 \mu\text{m}$ ein. In **Bild 5-13f** sind die beschriebenen Unterschiede der Korngrößen anhand ihrer Häufigkeitsverteilungen im Gewindegrund sowie in der Schraubenmitte zu erkennen. Die Verteilung der Korngrößen wurde analog zu der bei der Charge A im Querschliff beschriebenen bestimmt. Somit ergibt sich eine geringe Festigkeitssteigerung im Gewindegrund alleine durch die Korngröße. Die Mikrohärtigkeit im Gewindegrund beträgt 142 HV0,1 und in der Schaftmitte 137 HV0,1.

Bei den schlussgewalzten Schrauben sind die Körner durch das Gewinderollen im Gewindegrund extrem langgestreckt und deformiert. Eine Korngrößenbestimmung ist hier nicht möglich. Durch den hohen Umformgrad resultiert eine Kaltverfestigung im Gewindegrund. Diese ist aus dem Härteverlauf vom Gewindegrund zur Probenmitte, **Bild 5-14f**, zu erkennen. Der eigentliche schwingfestigkeitssteigernde Mechanismus ist allerdings nicht nur auf die Kaltverfestigung, sondern auch auf die eingebrachten Druckeigenstresspannungen zurückzuführen [Klo07]. Diese können hier aber nicht nachgewiesen werden, da der Strahldurchmesser bei der röntgenographischen Eigenspannungsanalyse deutlich größer als der Radius im Gewindegrund ist.

5 Materialcharakterisierung

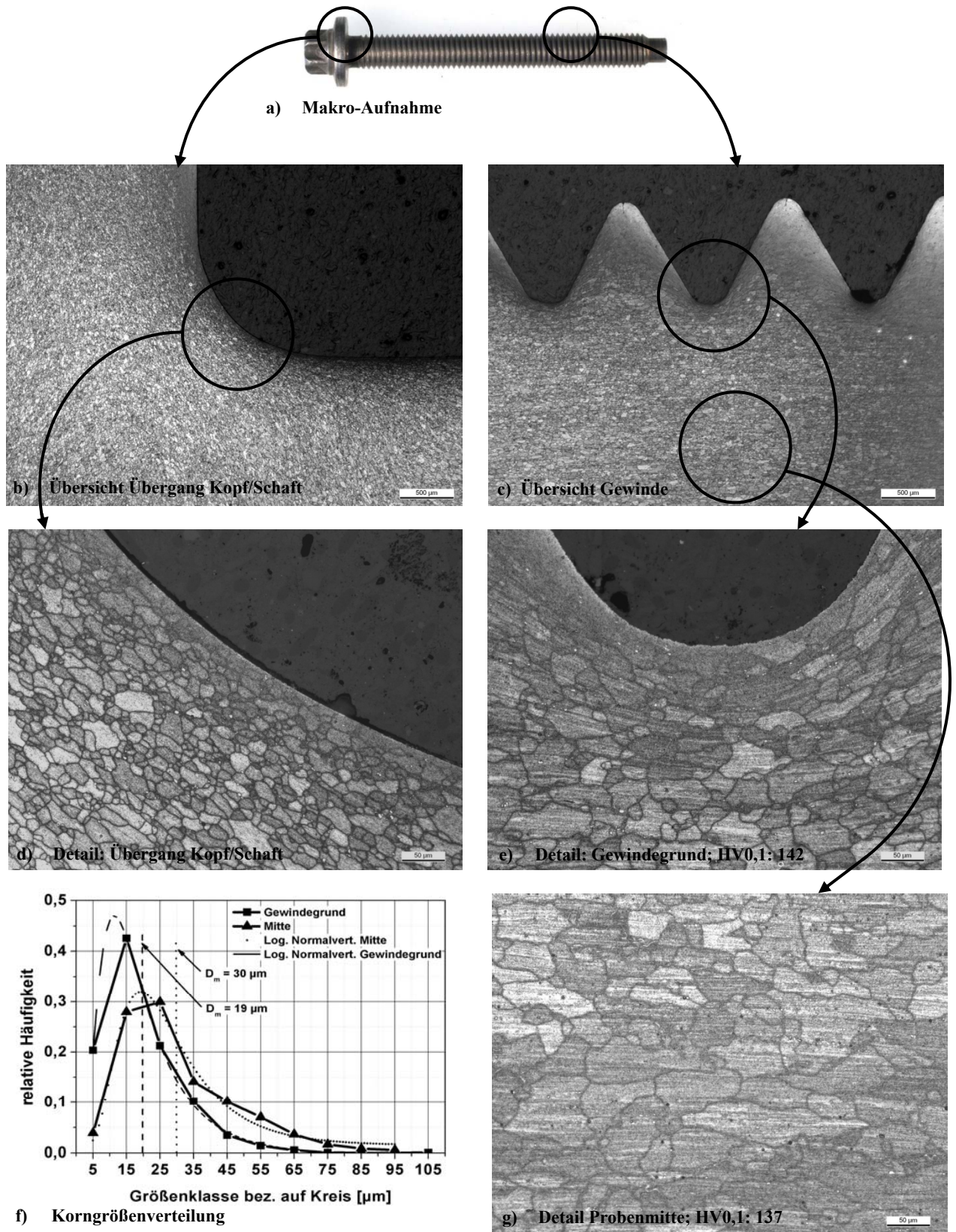


Bild 5-13: Schlusswärmebehandelte Schraube aus EN AW-6056-T6, a) Schraube M10 mit Kennzeichnung der Probenentnahme zur Gefügebestimmung, b) Übersicht Übergang Kopf/ Schaft, c) Übersicht Gewinde, d) Detail Übergang Kopf/ Schaft, e) Detail Gewindegrund, kleinere globulare Körner im Gewindegrund, f) Detail Schraubenmitte größere, teilweise langgestreckte Körner, g) Korngrößenverteilung

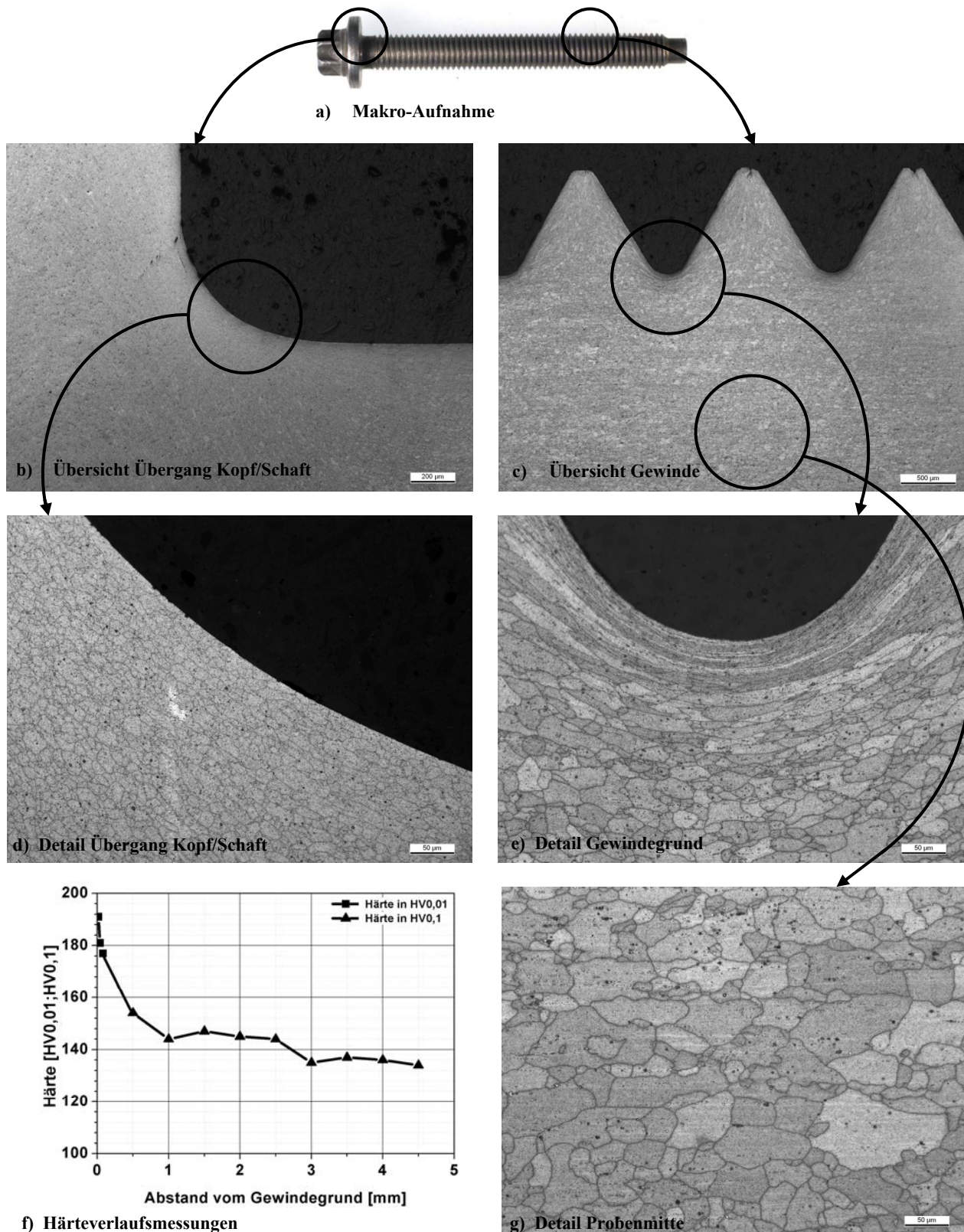


Bild 5-14: Schlussgrollte Schraube aus EN AW-6056-T6, **a)** Schraube M10 mit Kennzeichnung der Probenentnahme zur Gefügebestimmung, **b)** Übersicht Übergang Kopf/ Schaft, **c)** Übersicht Gewinde, **d)** Detail Übergang Kopf/ Schaft, **e)** Detail Gewindegrund, stark deformierte Körner im Gewindegrund, **f)** Härteverlauf Gewindegrund/ Schraubenmitte, **g)** Detail Schraubenmitte größere, teilweise langgestreckte Körner

5.3 Aluminiumknetlegierung EN AW-6082-T5

5.3.1 Allgemeine Betrachtungen

Die Ergebnisse zum Schwingfestigkeitsverhalten der Aluminiumknetlegierung EN AW-6082-T5 bis zu einer Grenzschnitzspielzahl von $N_G = 2 \cdot 10^8$ und teilweise darüber hinaus lagen vor Beginn dieser Arbeit aus [Ber04] vor. Die Fertigungsabfolge der Legierung ist leider unbekannt. Unbekannt ist auch, ob die Proben aus einem Blech oder einem Draht entnommen wurden. Insgesamt waren 41 glatte Proben mit feingedrehter Oberfläche im Zustand T5 (abgeschreckt aus der Warmumformungstemperatur und warmausgelagert) vorhanden. An 38 Proben wurden die Schwingfestigkeiten ermittelt, an zwei abgearbeiteten Proben die mechanischen Kennwerte im Zugversuch [Ber04]. Damit blieb für den Teil der Materialcharakterisierung, der an einer unbeanspruchten Probe durchgeführt werden musste, nur noch eine Probe übrig. Im Wesentlichen waren dies TEM- und Gefügeuntersuchungen mittels REM und EBSD-Analyse. Deshalb wurde keine Prüfung des zyklischen Festigkeitsverhaltens durch einen Incremental-Step-Test durchgeführt.

5.3.2 Chemische Zusammensetzung

Die Ermittlung der chemischen Zusammensetzung erfolgte durch eine optische Funkenemissions-Spektralanalyse. Die Ergebnisse sind in **Tabelle 5-5** angegeben. Die ermittelten Elementgehalte entsprechen den Anforderungen an den Werkstoff EN AW-6082 (AlSi1MgMn) nach der aktuell gültigen Norm DIN EN 573-3 [DIN1].

Tabelle 5-5: Chemische Zusammensetzung der Aluminiumknetlegierung EN AW-6082-T5 (Stückanalyse), [Massenanteil in %]

	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Zr
EN AW-6082-T5	1,13	0,247	0,016	0,730	1,05	0,017	0,007	<0,005
Vergleichswerte nach DIN EN 573-3 für EN AW-6082	0,7- 1,3	≤0,5	≤0,10	0,40- 1,0	0,6- 1,2	≤0,20	≤0,10	-

5.3.3 Statisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten

Zur Bestimmung der mechanischen Kennwerte wurde an zwei Proben Zugversuche nach DIN EN 10 002-1 [DIN5] durchgeführt. Die Ergebnisse sind in **Tabelle 5-6** dargestellt [Ber04].

Die Zugfestigkeit dieser Legierung liegt bei ca. 350 MPa und erfüllt damit die Anforderung aus DIN EN 755-2:2008-06 [DIN7] für diese Legierung im Zustand T5 (abgeschreckt aus der Warmumformungstemperatur und warmausgelagert).

Tabelle 5-6: Mechanische Kennwerte der Aluminiumknetlegierung EN AW-6082-T5 [Ber04] (Mittelwerte und Standardabweichung aus 2 Versuchen)

Werkstoff	Versuchsvariante	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]	Z [%]
EN AW-6082-T5	A17	341 ± 0	356 ± 0	$11 \pm 1,8$	$48 \pm 2,1$
Anforderungen nach DIN EN 755-2:2008-06		min. 255	min. 310	10	-

5.3.4 Charakterisierung der Primärphasen

Die Charakterisierung der primären intermetallischen Teilchen (IMT) der Legierung EN AW-6082-T5 erfolgte analog zu der Legierung EN AW-6056-T6, **Abschnitt 5.2.4**.

Auch bei dieser Legierung sind die primären IMT überwiegend gleichmäßig verteilt. Im Vergleich zu der Legierung EN AW-6056-T6 existieren weniger Cluster, die vor allem schwächer ausgebildet waren, **Bild 5-15**.

Die Größenverteilung der primären intermetallischen Teilchen der Legierung EN AW-6082-T5, **Bild 5-16**, ist vergleichbar mit jener der Legierung EN AW-6056-T6. Das größte, in dieser Schliffebene nachgewiesene, IMT ist bei der Legierung EN AW-6082-T5 mit einem kreisäquivalentem Durchmesser von 13 μm vergleichbar zu dem größten IMT der Legierung EN AW-6056-T6. Der Mittelwert wurde mit 3 μm bestimmt. Es wurde eine typische Stelle im Querschliff ausgesucht und im Lichtmikroskop sowie im REM dokumentiert, **Anhang C, Bild C2**. Die chemischen Zusammensetzungen der gekennzeichneten Teilchen sowie der Matrix wurden mit EDX-Analyse ermittelt und sind mit daraus resultierenden möglichen Zusammensetzungen [Mon76, ASM04] in **Anhang C, Tabelle C2** aufgeführt. Im Wesentlichen handelt es sich bei den im Lichtmikroskop grau erscheinenden Teilchen um $\text{Al}_8\text{Fe}_2\text{Si}$, Al_5FeSi , $\text{Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ [Mon76] und Al_3FeSi [ASM04] und bei den schwarz erscheinenden Teilchen um Mg_2Si .

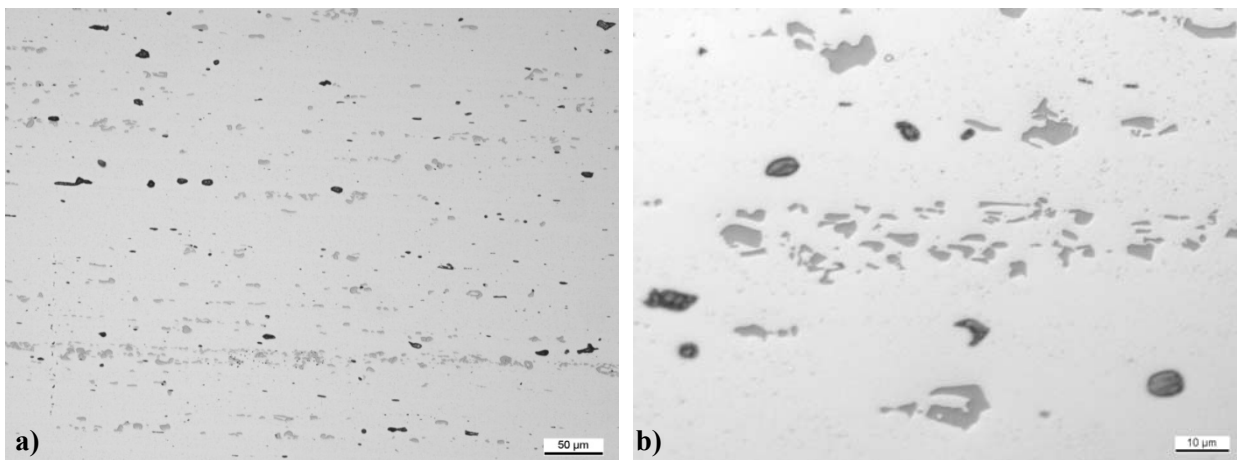


Bild 5-15: EN AW-6082-T5 primäre intermetallische Teilchen im ungeätzten Zustand, Längsschliff
a) Übersicht, b) Detail von einem Cluster

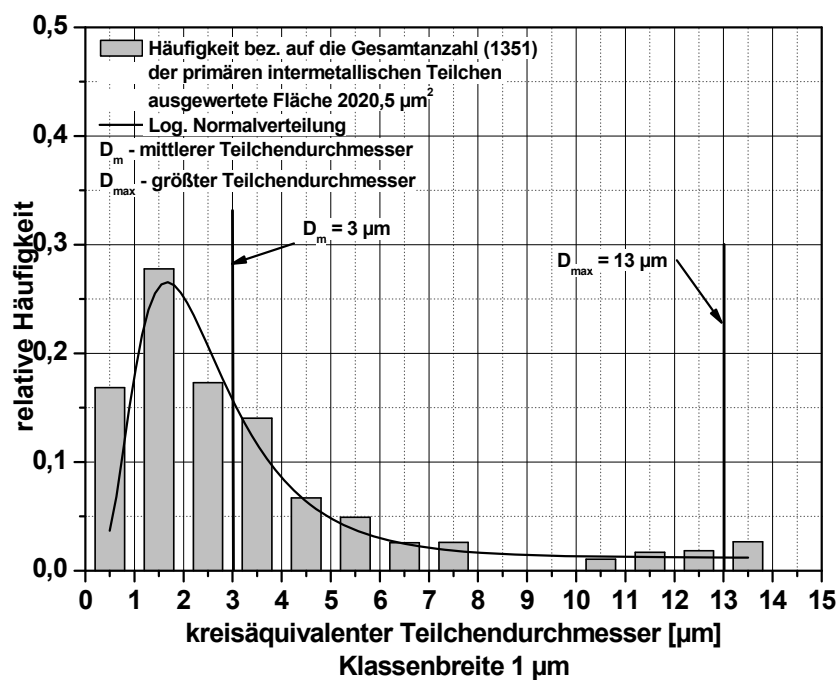


Bild 5-16: EN AW-6082-T5 Größenverteilung der primären IMT im Querschliff

5.3.5 Gefügecharakterisierung

Auch bei dieser Aluminiumlegierung sind anhand der Schliffbilder senkrecht (Querschliff, **Bild 5-17a**) und parallel (Längsschliff, **Bild 5-17b**) zur Probenrichtung einachsrig gestreckte Körner zu erkennen. Im Querschliff weisen die Körner eine globulare Form auf. Dies wird als deutlicher Hinweis dafür gewertet, dass die Schwingproben aus einem Drahtstück entnommen wurden und nicht aus einem Blech. Die Körner eines umgeformten Bleches wären nicht einachsrig gestreckt, sondern plattenförmig.

Die Beurteilung der Korngröße im geätzten Längsschliff ist schwierig, da es große langgestreckte Körner und Bereiche mit kleineren globularen Körnern gibt. Die Korngrößenverteilung mit den jeweils für diese Legierung spezifischen Kornorientierungen wurde mittels EBSD-Analyse bestimmt und wird im Anschluss an die Bestimmung der Textur und des Rekristallisationsgrades durch EBSD-Messung erläutert.

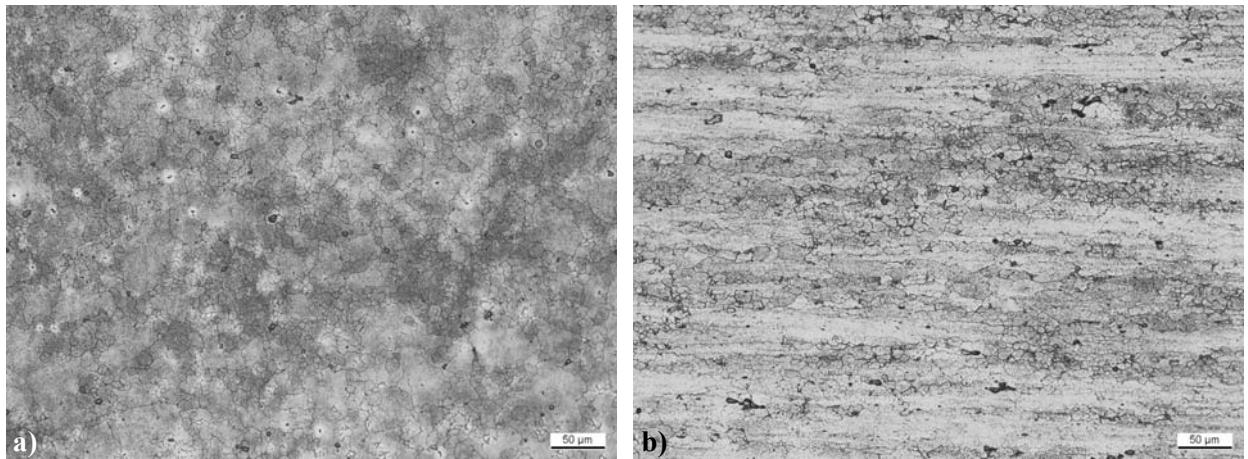


Bild 5-17: EN AW-6082-T5 **a)** Gefüge im Querschliff, **b)** Gefüge im Längsschliff

5.3.5.1 Bestimmung der Textur und des rekristallisierten Anteils mittels EBSD-Messung

Es liegt eine für Aluminiumdraht typische Fasertextur $\langle 111 \rangle \langle 100 \rangle$ vor, **Bild 5-18a** und **e**. Nach [Bun71] nimmt die Streuung um die idealen Orientierungen herum in der Regel mit zunehmendem Umformgrad ab. Mit zunehmendem Umformgrad ändert sich die Gesamtmenge der zu jeder Orientierung gehörenden Kristalle jedoch nur unwesentlich [Bun71]. Bunge schließt aus Untersuchungen der Orientierungsänderung einer vorliegenden Fasertextur nahe $\langle 111 \rangle$ und $\langle 100 \rangle$, dass die Kristalle der $\langle 100 \rangle$ -Komponente von Aluminiumdrähten nur wesentlich schwächer oder gar nicht an der Verformung teilnehmen. Die typische Aluminiumdrahttextur nach Verformung besteht aus einer starken $\langle 111 \rangle$ Komponente, und die Anzahl der nach $\langle 100 \rangle$ orientierten Kristalle ist gering (ca. 8%). Diese Verteilung ist bei der hier untersuchten Legierung nicht anzutreffen. Hier besteht das Gefüge bezogen auf die ausgewertete Fläche zu ungefähr gleichen Anteilen aus $\langle 111 \rangle$ bzw. $\langle 100 \rangle$ -orientierten Körnern. Aus [Hir84] geht hervor, dass die Rekristallisationstextur eines Drahtes ebenfalls eine $\langle 111 \rangle \langle 100 \rangle$ Fasertextur ist, allerdings mit einem deutlich höheren Anteil an $\langle 100 \rangle$ orientierten Kristallen. Es wird vermutet, dass bei der hier untersuchten Legierung die $\langle 100 \rangle$ -Orientierung teilweise aus der Umformung und teilweise aus der Rekristallisation resultiert. Zur Bestimmung des Rekristallisationsgrades wurde bei dieser Legierung genauso vorgegangen wie bei der Legierung EN AW-5056-T6, vgl. **Abschnitt 5.2.5**. Zum einen wurde ein Missorientierungsunterschied θ_c von 1° gewählt, **Bild 5-20a**, zum anderen ein θ_c von $2,7^\circ$ in Anlehnung an **Bild 5-18c**, **Bild 5-20b**. Auch in diesem Fall ist die Abhängigkeit des ausgewerteten Rekristallisationsgrades von θ_c deutlich zu erkennen. Bei der Wahl von $\theta_c = 1^\circ$ wird annähernd das gesamte Gefüge als verformt eingestuft. Unter der Annahme, dass auch hier die bestehenden Kleinwinkelkorgrenzen, **Bild 5-18c**, aus einer nachträglich zur Rekristallisation stattfindenden Verformung (und Erholung) resultieren und damit die Wahl von $\theta_c = 2,7$ gerechtfertigt

tigt ist, zeigt sich ein höherer Rekristallisationsgrad. Dabei ist durch Vergleich von **Bild 5-18a** und **Bild 5-20b** zu erkennen, dass die als rekristallisiert eingestufteten Körner diejenigen mit einer $\langle 100 \rangle$ Orientierung sind. Allerdings existieren auch einige $\langle 100 \rangle$ -orientierte Körner, die als verformt bzw. substrukturiert eingestuft wurden. Damit kann die oben beschriebene Vermutung, dass die $\langle 100 \rangle$ -orientierten Körner sowohl durch die Verformung, als auch durch Rekristallisation entstanden sind, bestätigt werden. Die $\langle 111 \rangle$ -orientierten Bereiche resultieren aus der Verformung.

Die Korngrößenbestimmung erfolgte über das in **Bild 5-18a** vorgestellte EBSD-Verteilungsbild. In einem Datensatz werden unter anderem die Kornflächen der einzelnen Körner angegeben. Die Gesamtanzahl der Körner wurde getrennt in Körner mit $\langle 111 \rangle$ -Orientierung und Körner mit $\langle 100 \rangle$ -Orientierung. Die Bestimmung der Korngrößenverteilungen, **Bild 5-21**, sowie der Mittelwerte wurde dann analog zu der in **Abschnitt 5.2.5** beschriebenen Vorgehensweise vorgenommen. Der Mittelwert der Korngröße ist für beide Orientierungen vergleichbar und liegt bei ca. 13 μm . Der Unterschied der Korngrößenverteilung beider Orientierungen liegt in der Anzahl und Größe der auftretenden großen Körner. Die großen $\langle 111 \rangle$ orientierten Körner sind häufiger vorhanden und auch größer als die $\langle 100 \rangle$ orientierten Körner.

Die **Tabelle 5-7** gibt die wesentlichen Ergebnisse der Gefügecharakterisierung der Legierung EN AW-6082-T5 wieder.

Tabelle 5-7: Gefügekennwerte der Aluminiumknetlegierung EN AW-6082-T5, \bar{D} : mittlerer Durchmesser, D_{\max} : größter Durchmesser

\bar{D} Korn quer [μm]	\bar{D} Korn längs [μm]	Streckungsgrad	\bar{D} primäre IMT [μm]	D_{\max} primäre IMT [μm]	Textur	Rekristallisations- grad
12	13	ca. 1 + einige langgestreckte Körner	3	13	$\langle 111 \rangle$ $\langle 100 \rangle$ doppelte Fasertextur	$\Theta_c = 1^\circ$: ca. 1%: $\Theta_c = 2,7^\circ$: ca. 25 %

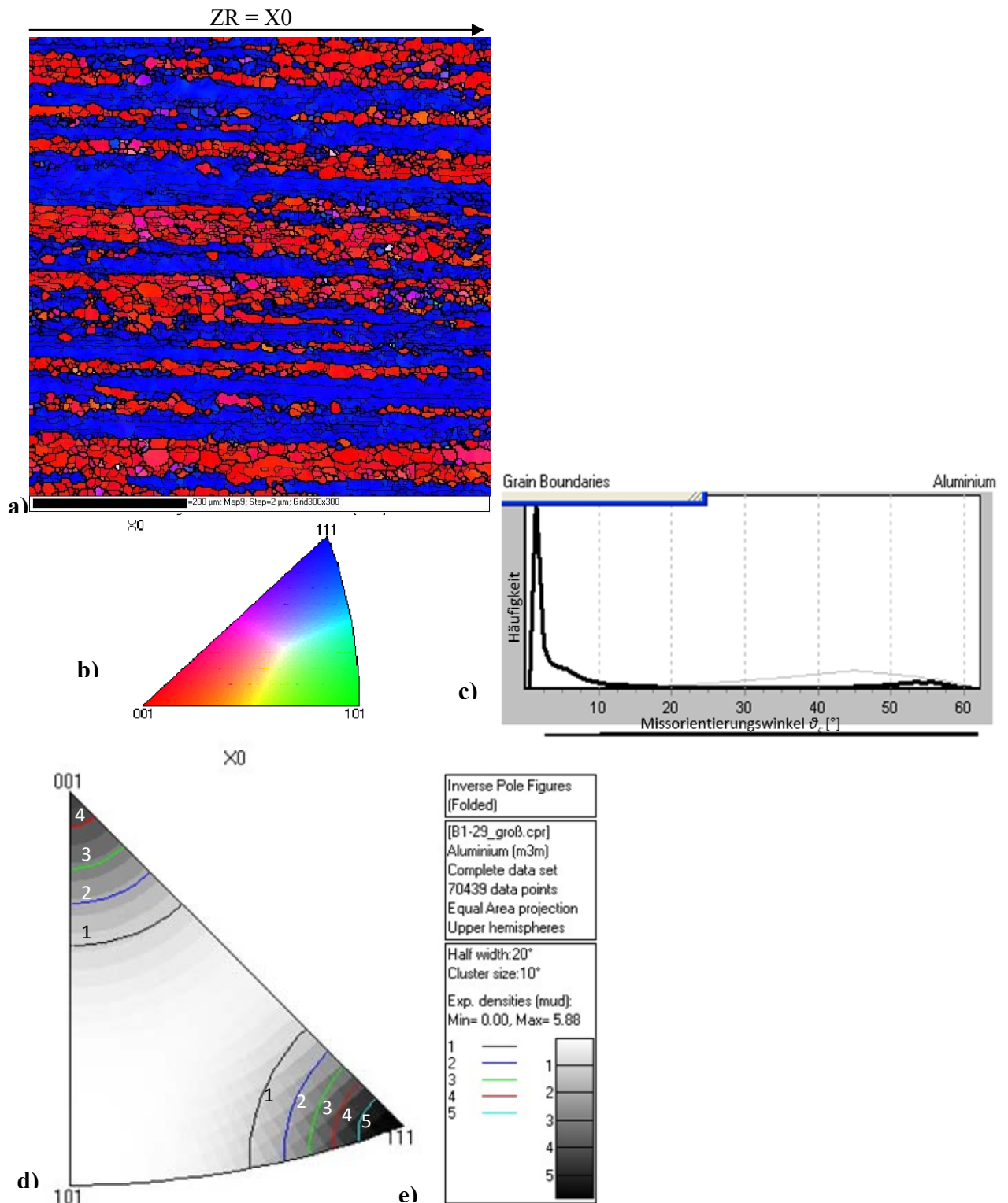
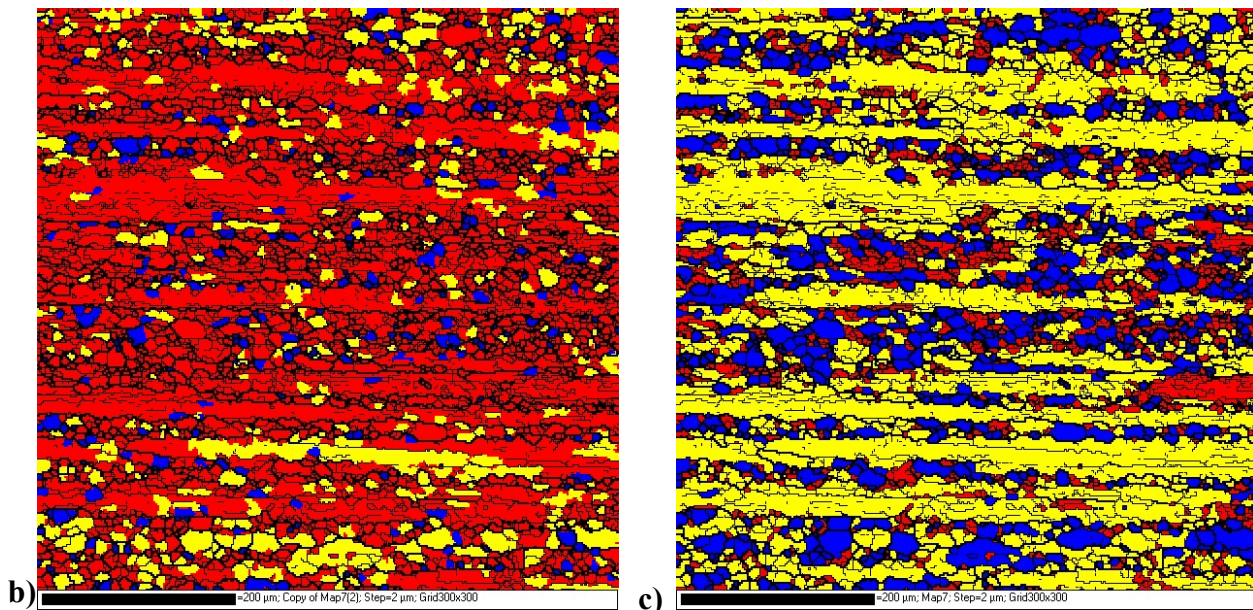


Bild 5-18: EN AW-6082-T5, unbeanspruchter Referenzzustand, **a)** IPF-Verteilungsbild zur Bestimmung der Textur mit hinterlegten Korngrenzen (Die Probe wurde so ausgerichtet, dass die Ziehrichtung (ZR) des Drahtes der Kippachse (X0) des Probentisches entspricht, vgl. **Abschnitt 4.2.1.**) **b)** inverse Polfigur (Farbskala für die Einfärbung der kristallografischen Orientierung der einzelnen Körner.) **c)** Häufigkeit von Korngrenzen in Abhängigkeit vom Missorientierungswinkel (Korngrenzen mit $2,7^\circ < \theta_c < 10^\circ$: dünne Linie, $\theta_c > 10^\circ$: dicke Linie) **d)** Inverse Polfigur (Die eingezeichneten Linien sind Höhenlinien gleicher gemessener Intensität, das Material weist eine $\langle 100 \rangle$ $\langle 111 \rangle$ doppelte Fasertextur auf.) **e)** Legende zu d)



62

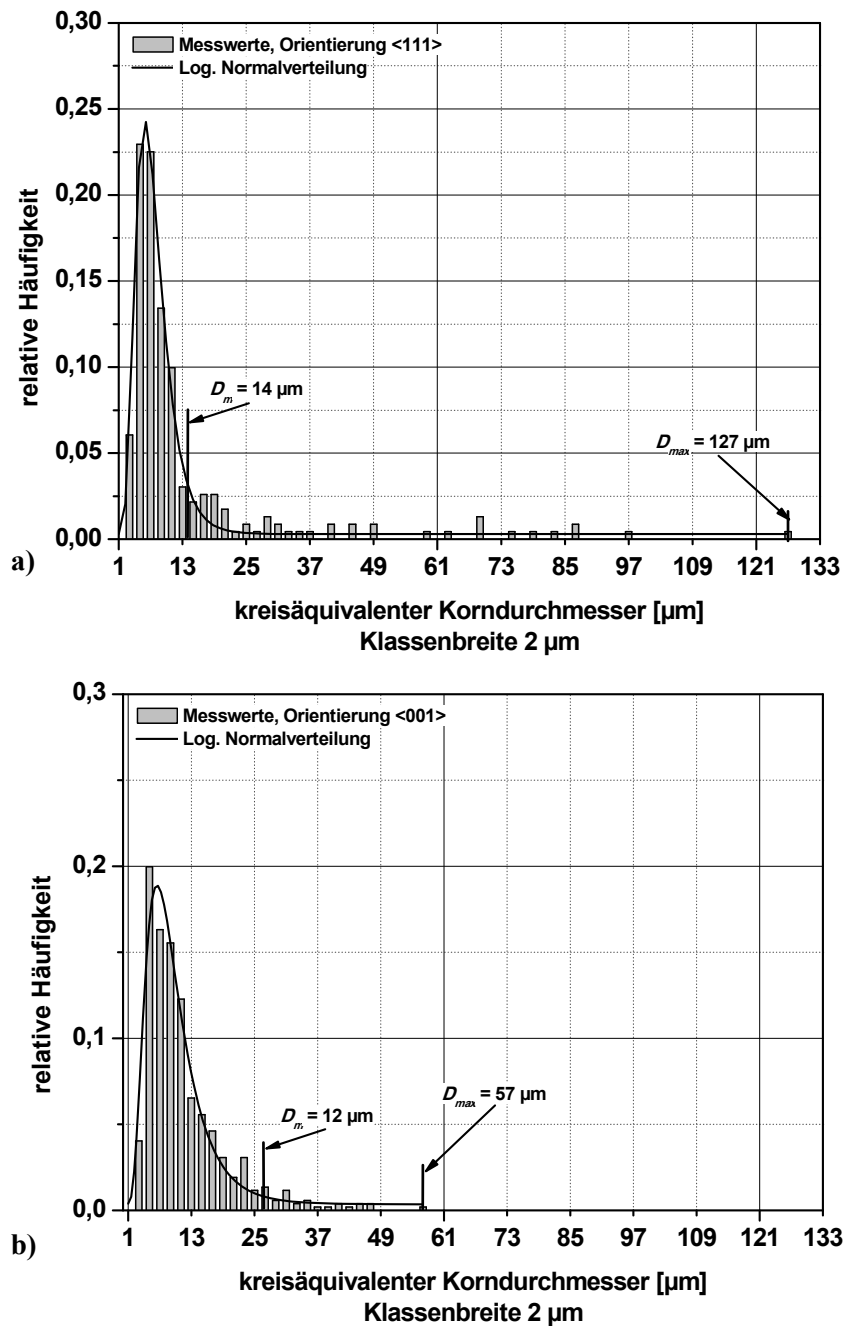


Bild 5-21: EN AW-6082-T5, Gefüge und Korngrößenverteilung bestimmt am ungeätzten metallografischen Schliff mittels EBSD-Messung, **a)** Körner mit einer Orientierung <111>, **b)** Körner mit einer Orientierung <100>

5.3.5.2 Charakterisierung der Sekundärphasen mittels TEM

Das Ziel dieser Untersuchung war, den Ausscheidungszustand der Legierung EN AW-6082-T5 im unbeanspruchten Referenzzustand zu bestimmen und zwar im Vergleich zu demjenigen der Legierung EN AW-6056-T6. Die wesentlichen Fragestellungen sind analog zu der Legierung EN AW-6056-T6, ob Ausscheidungen oder ausscheidungsfreie Säume entlang der Korngrenzen existieren und wie sich die Verteilung und Anordnung der zur Festigkeitssteigerung beitragenden Ausscheidungen in der Matrix zeigt.

Es wurden insgesamt drei Korngrenzen an der unbeanspruchten Referenzprobe der Legierung EN AW-6082-T5 untersucht. Dabei ergab sich, dass keine Ausscheidungen und auch keine ausscheidungsfreien Zonen entlang der Korngrenzen existieren, **Bild 5-22, Anhang D-3**.

Innerhalb der Matrix liegen unterschiedliche Formen von Sekundärphasen vor:

- Zu erkennen sind stäbchenförmige Dispersoide mit einer Größe von ca. 200 nm bis 1 μm , **Bild 5-23**. Die EDX-Analyse von vier stäbchenförmigen Dispersoiden ergab die Elemente Si, Mn und Al. Aus [Ost07] ist bekannt, dass in AlMgSi-Legierungen $\text{Al}_{12}\text{Mn}_3\text{Si}$ Dispersoide entstehen.
- Bei den rund erscheinenden Dispersoiden muss zwischen angeschnittenen stäbchenförmigen (enthalten Si, Mn, Al) und tatsächlich plattenförmigen Dispersoiden unterschieden werden. Die plattenförmigen Dispersoide weisen eine Größe von ca. 100 nm auf und enthalten Al und Si.
- In **Bild 5-24** und **Bild 5-25** sind auch hier, wie bei der Legierung EN AW-6056-T6, senkrecht aufeinander stehende, nadelförmige Ausscheidungen zu erkennen. Bei stärkerer Vergrößerung wird allerdings deutlich, dass sich diese, anders als bei der Legierung EN AW-6056-T6, nur über ein bis zwei Atomlagen erstrecken. Es war daher auch nicht möglich, bei einer FFT-Analyse ein Signal einer zweiten kristallinen Phase zu erhalten. Daraus folgt, dass die hier gefundenen Ausscheidungen kein eigenes kristallografisches Gitter aufweisen. Die Ursache hierfür ist, dass diese Ausscheidungen nur ein bis wenige Atomlagen dick und damit dünner sind als diejenigen der Legierung EN AW-6056-T6. Daraus wird gefolgert, dass es sich bei den linienhaft angeordneten Ausscheidungen um GPI-Zonen, also eine Vorstufe zu den β'' -Ausscheidungen handelt. Diese sind auch hier bevorzugt auf den Würfelflächen des kubisch-flächenzentrierten Aluminium-Gitters ausgeschieden und zusätzlich noch auf den, ebenfalls senkrecht zueinander stehenden, $\{110\}$ -Flächen, **Bild 5-24**. In [Ban10] wird für die Legierung EN AW-6082-T5 im warmausscheidungsgehärteten Zustand ebenfalls eine bevorzugte Bildung der Ausscheidungen entlang der $\{100\}$ und der $\{110\}$ Ebenen nachgewiesen.

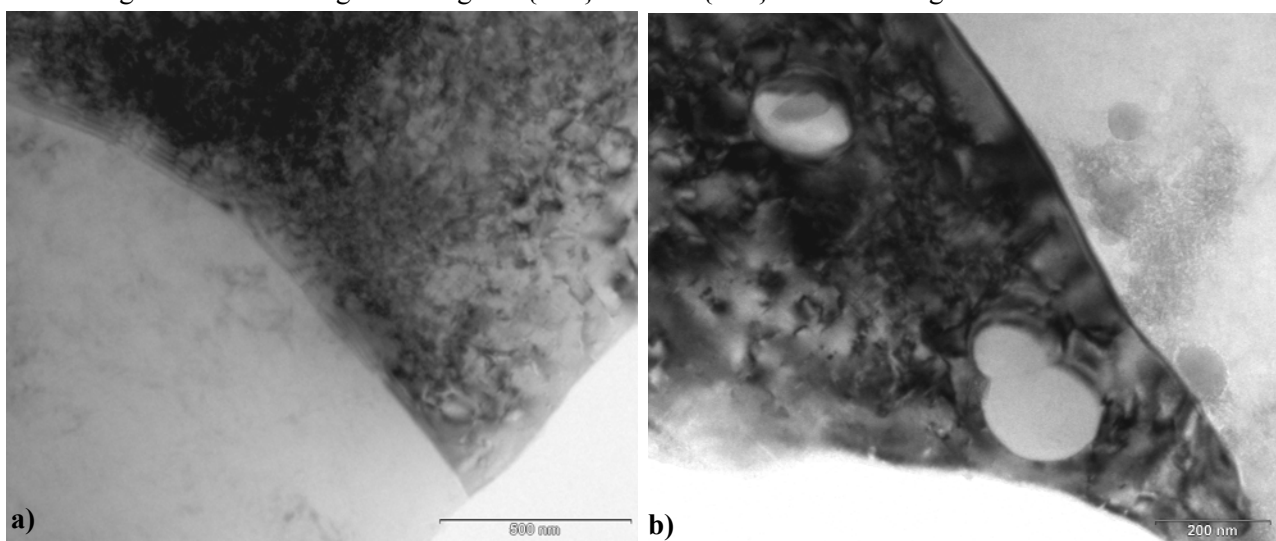


Bild 5-22: EN AW-6082-T5, Korngrenzen a) und b) keine Ausscheidungen und auch keine ausscheidungsfreien Zonen entlang der Korngrenzen [Kle10]

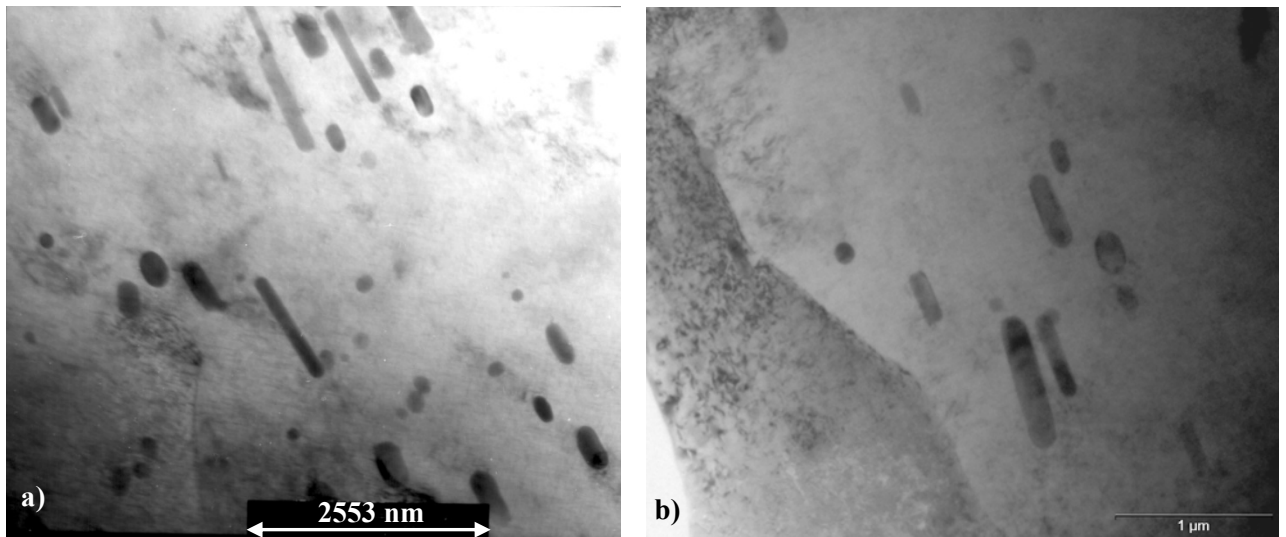


Bild 5-23: EN AW-6082-T5, **a)** stäbchenförmige und plattenförmige Dispersoide 200 nm bis 1 μm groß innerhalb der Matrix [Chr10], **b)** stäbchenförmige und plattenförmige Dispersoide [Kle10] (Die EDX-Analyse von vier stäbchenförmigen Dispersoiden ergab: Si, Mn, Al. Bei den rund erscheinenden Dispersoiden muss zwischen angeschnittenen stäbchenförmigen – (enthalten Si, Mn, Al) und tatsächlich plattenförmigen Dispersoiden (enthalten Al, Si) unterschieden werden.)

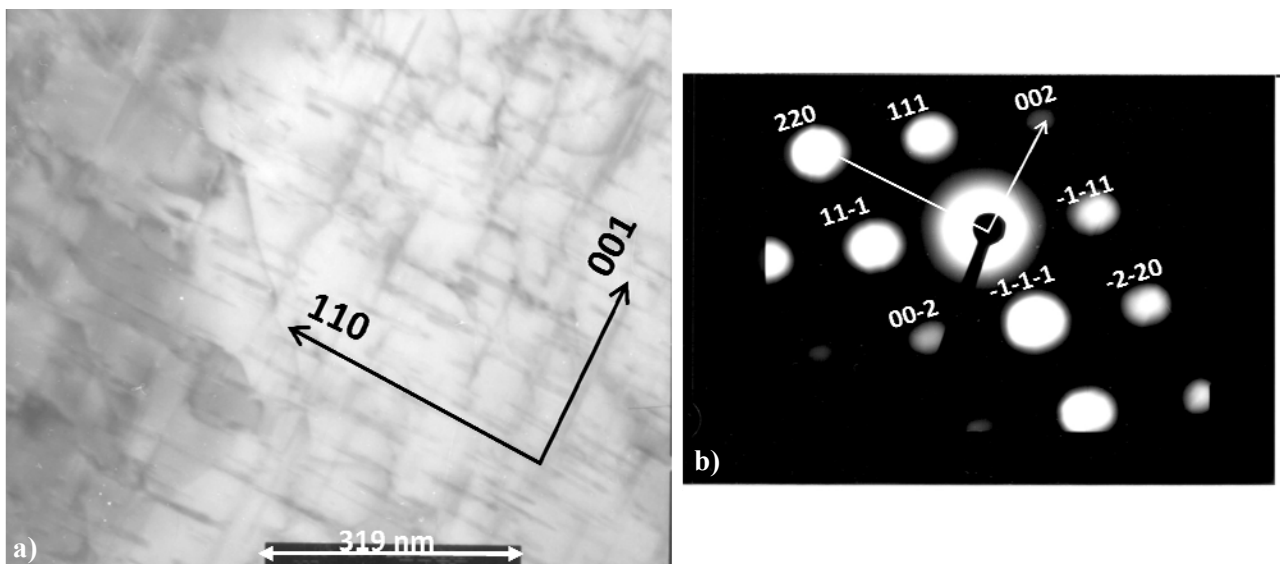


Bild 5-24: EN AW-6082-T5, **a)** nadelförmige, senkrecht aufeinander stehende GP I-Zonen [Chr10] (Die GP I-Zonen sind entlang der Würfflächen $\{100\}$ und der $\{110\}$ Flächen angeordnet.) **b)** Elektronenbeugungsbild [Chr10] aus a) mit Indizierung (Die Orientierung der Probenoberfläche ist $[1-10]$.)

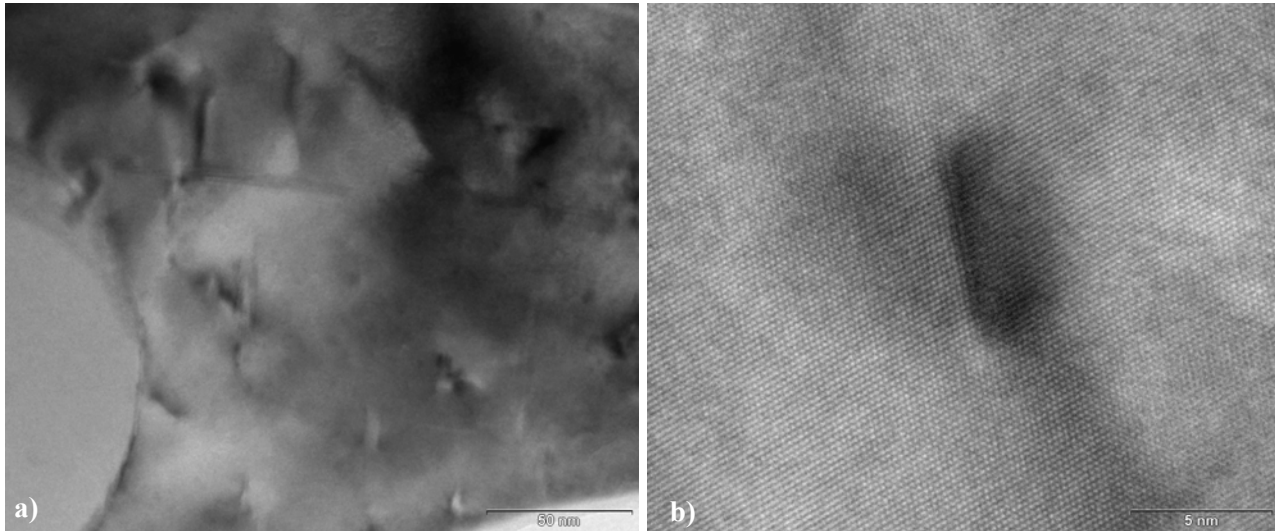


Bild 5-25: EN AW-6082-T5, **a)** Linienförmige, senkrecht aufeinander stehende GP I-Zonen [Kle10], **b)** Detail aus a) (Die GP I-Zone erstreckt sich in der Breite nur über ein bis zwei Atomlagen.) [Kle10]

5.4 Vergleich der beiden Aluminiumknetlegierungen

Dieser Abschnitt enthält die wesentlichen Unterschiede, die zur Interpretation des Schädigungsmechanismus bei hohen Schwingspielzahlen beitragen, **Tabelle 5-8**.

Die Legierung EN AW-6056-T6 weist - trotz größerer Korngröße - die höhere Festigkeit bei gleichzeitig höherer Duktilität auf. Dies ist vermutlich auf den Ausscheidungszustand in der Matrix zurückzuführen, der ebenfalls einen wesentlichen Unterschied der beiden Legierungen darstellt. Bei der Legierung EN AW-6056-T6 liegt der maximal ausscheidungsgehärtete Zustand über β'' -Ausscheidungen entlang $\{100\}$ -Ebenen vor. Bei der Legierung EN AW-6082-T5 wurde lediglich eine Vorstufe zu den β'' -Ausscheidungen in Form von GP I-Zonen erreicht.

Die Textur beider Legierungen ist völlig unterschiedlich. Die Legierung EN AW-6082-T5 zeigt eine typische Drahttextur in Form einer $\langle 100 \rangle \langle 111 \rangle$ doppelten Fasertextur. Die Legierung EN AW-6056-T6 weist eine $\langle 110 \rangle$ -nahe Vorzugsorientierung auf.

Tabelle 5-8: Zusammenfassung der experimentell ermittelten Kennwerte beider Aluminiumlegierungen zur Kennzeichnung von wesentlichen Unterscheidungsmerkmalen

		EN AW-6056-T6		EN AW-6082-T5
chemische Zusammensetzung [Massenanteil in %]	Si	1,01	<	1,13
	Fe	0,182	<	0,247
	Cu	0,574	>>	0,016
	Mn	0,547	<	0,730
	Mg	0,864	<	1,05
	Zn	0,183	>	0,017
	Zr	0,118	>	<0,005
Herstellung		Gering kaltverfestigt, danach lösungsgeglüht und warmausgelagert		abgeschreckt aus der Warmumformungstemperatur und warmausgelagert
Zugfestigkeit R_m [MPa]		393	>	356
0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]		344	\approx	341
$R_{p0,2} / R_m$		0,86	<	0,96
Bruchdehnung A [%]		19	>	11
Mittelwert Korndurchmesser in Querrichtung [μm]		41	>	12
Mittelwert Korndurchmesser in Längsrichtung [μm]		137	>	13
Kornstreckungsgrad		3,6	>	1
Textur		<110>		<100> <111> Fasertextur
Rekristallisationsgrad [%]		70 (bei $\theta_c = 2,7^\circ$)	(>)	25 (bei $\theta_c = 2,7^\circ$)
Durchmesser des größten IMT [μm]		12	\approx	15
Mittelwert Durchmesser IMT [μm]		3	=	3
Ausscheidungen entlang von Korngrenzen		ja		nein
Ausscheidungszustand in der Matrix		β'' Ausscheidungen auf {100}-Ebenen und nach [Hat90, Ban10] auf {110}-Ebenen		GP I-Zonen auf {100}- und {110}-Ebenen

5.5 Vergütungsstahl 42CrMo4

5.5.1 Allgemeine Betrachtungen

Den Vergütungsstahl 42CrMo4 (1.7225) stellten im Rahmen des in **Abschnitt 1** genannten Forschungsprojektes zwei verschiedene Unternehmen zur Verfügung. Daher lag dieser in zwei unterschiedlichen Chargen, Vergütungszuständen und Halbzeugabmessungen vor. Da die Abhängigkeit des Schwingfestigkeitsverhaltens von der Festigkeit untersucht werden sollte, wurden diese beiden Chargen auf unterschiedlich hohe Festigkeiten vergütet. Die Charge A mit einer Zugfestigkeit von $R_m = 1100$ MPa wird im Folgenden mit 42CrMo4-1100 bezeichnet, die Charge B mit $R_m = 1350$ MPa mit 42CrMo4-1350. Die Proben für die statischen und zyklischen Festigkeitsuntersuchungen aus 42CrMo4-1100 wurden aus Stangenrundmaterial mit einem Durchmesser von 20 mm und die aus 42CrMo4-1350 aus Stangenrundmaterial mit einem Durchmesser von 23 mm entnommen.

5.5.2 Chemische Zusammensetzung

Die Ermittlung der chemischen Zusammensetzung erfolgte durch optische Funkenemissions-Spektralanalyse. Die Ergebnisse sind in **Tabelle 5-9** angegeben. Die chemische Zusammensetzung beider Vergütungsstähle entspricht den Angaben aus der EN 10083-3:2006 [DIN10] für 42CrMo4 (1.7225). Hier wird angemerkt, dass bei vorangegangenen Veröffentlichungen und in dem Abschlussbericht [Schw09] immer von der nach Herstellerangaben S-legierten Variante 42CrMoS4 ausgegangen wurde. Dies hat sich bei dem Vergleich mit der EN 10083-3:2006 [DIN10] nicht bestätigt.

Tabelle 5-9: Chemische Zusammensetzung der Vergütungsstähle (Stückanalyse), [Massenanteile in %], ¹⁾: Werkstoffzusammensetzung (Schmelzanalyse) gemäß EN 10083-3:2006 [DIN10], ²⁾: Grenzabweichungen der Stückanalyse von den gültigen Grenzwerten der Schmelzanalyse gemäß EN 10083-3:2006 [DIN10] **k. A.** – keine Angabe

Bezeichnung	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Ca
42CrMo4-1100	0,436	0,290	0,716	0,012	0,030	0,971	0,170	0,017	0,0023
	±	±	±	±	±	±	±	±	±
	0,018	0,012	0,013	0,002	0,005	0,024	0,009	0,001	0,0006
42CrMo4-1350	0,389	0,246	0,806	0,014	0,011	1,04	0,198	0,020	0,0017
	±	±	±	±	±	±	±	±	±
	0,016	0,011	0,013	0,003	0,003	0,02	0,008	0,002	0,0003
Werkstoffzusammensetzung ¹⁾	0,38-0,45	≤0,40	0,60-0,90	≤0,035	≤0,035	0,90-1,20	0,15-0,30	k. A.	k. A.
Grenzabw. ²⁾	±0,02	+0,03	±0,04	+0,005	+0,005	±0,05	±0,03	k. A.	k. A.

5.5.3 Statisches und zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten

Von jeder Variante des Vergütungsstahls wurden drei Zugversuche durchgeführt. Die Mittelwerte der mechanischen Kennwerte sind in **Tabelle 5-10** aufgeführt. Die mechanischen Kennwerte des 42CrMo4-1100 entsprechen denen in der EN 10083-3 angegebenen. Die Zugfestigkeit des 42CrMo4-1350 liegt mit 1350 MPa oberhalb des zulässigen Maximalwertes dieser Norm.

Das zyklische Spannungs-Dehnungs-Verhalten der Vergütungsstähle wurde mit dem Incremental-Step-Test (IST, **Abschnitt 4.1.6**) untersucht und ist in **Bild 5-26** dargestellt. Die beiden Versuchsvarianten des Vergütungsstahls zeigen ein stark entfestigendes zyklisches Spannungs-Dehnungs-Verhalten. Ein ähnli-

5 Materialcharakterisierung

ches Ergebnis wird in [Bol90] für den Vergütungsstahl 40CrMo4 mit $R_m = 1090$ MPa im vergüteten Zustand beschrieben.

Tabelle 5-10: Mechanisch-technologische Eigenschaften der Vergütungsstähle (42CrMo4), ¹⁾: R_{eH} , obere Streckgrenze

Bezeichnung	Variante	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	E [GPa]	A [%]	Z [%]
42CrMo4-1100	VSS	1100	1038 ¹⁾	213	16	56
42CrMo4-1350	VS	1349	1257	210	13	53

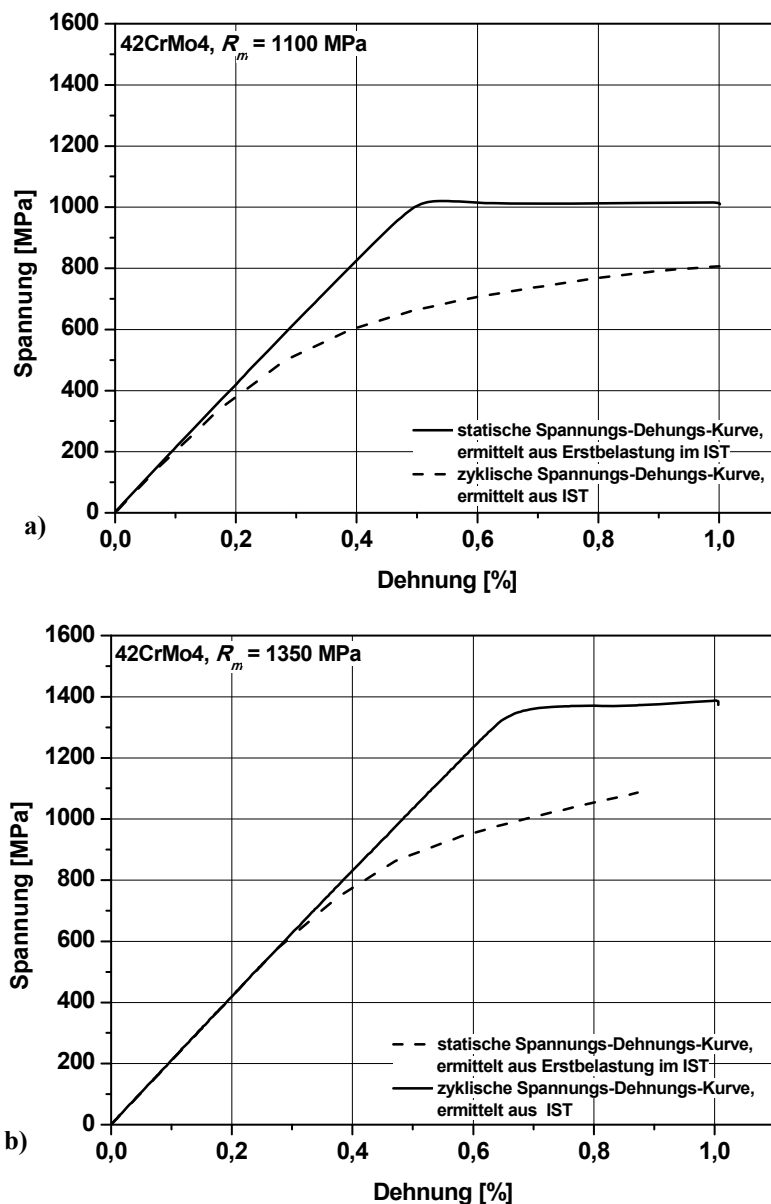


Bild 5-26: Statische und zyklische Spannungs-Dehnungskurve, a) 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa, b) 42CrMo4, $R_m = 1350$ MPa

5.5.4 Gefügecharakterisierung

Der mikroskopische Reinheitsgrad wurde an zwei ungeätzten Schliffen in Anlehnung an DIN 50602 [DIN3] an einem Schliff nach Verfahren K3 und an dem anderen Schliff nach Verfahren K1, K4, z.B. **Bild 5-27** und **Bild 5-28**, durchgeführt. Die Stähle weisen globulare Oxide und Sulfide in Strichform auf. In **Tabelle 5-11** sind nur die Einzelergebnisse hinsichtlich der globularen Oxide dargestellt, da ausschließlich diese bei der Schwingfestigkeitsprüfung zu einem vom Probeninneren ausgehenden Versagen führten. Bei beiden Vergütungsstählen wurden keine globularen Oxide mit einem Durchmesser größer 19 µm nachgewiesen. Die Beanspruchungsrichtung bei der zyklischen Prüfung ist parallel zur Umformrichtung. Damit sind die Einschlüsse relevant, die im Prüfvolumen senkrecht zu dieser Richtung liegen, also die Einschlüsse, die im Querschliff nachgewiesen werden können. In den Querschliffen traten bei der niedrigfesteren Variante des Vergütungsstahls mehr und auch größere Einschlüsse auf. Zusammenfassend kann festgestellt werden, dass aus technologischer Sicht der Reinheitsgrad hinsichtlich der globularen Oxide als unauffällig zu bewerten ist. Die höherfeste Variante weist, nach dieser Bestimmungsmethode, den besseren Reinheitsgrad auf.

Bild 5-29 zeigt einen globularen Einschluss bei starker Vergrößerung. Hier sind spitz zulaufende Ablösungen der Matrix von dem Einschluss zu erkennen. Diese liegen parallel zur Umform- und zur Beanspruchungsrichtung und resultieren daraus, dass der Einschluss hart (1000 bis 2200 HV [Ble01]) ist und sich während der Warmformgebung nicht verformt. Bedingt durch die hohen Umformgrade bei der Warmformgebung wird die Matrix von dem Einschluss abgelöst und fließt um diesen herum.

Bei beiden Varianten des Vergütungsstahls sind die Oxide globular eingeformt, weisen eine sulfidische Umhüllung auf und enthalten Calcium, **Bild 5-30**. Dies ist ein Hinweis darauf, dass diese beiden Chargen, unabhängig vom Hersteller, sekundärmetallurgisch mit Calcium behandelt wurden. Nach [Ble01] und [Klo08] wird diese Ca-Nachbehandlung von Al-desoxidierten Stählen eingesetzt, um die scharfkantigen Al-Oxide in globulare, vergleichsweise niedrigschmelzende Calciumaluminat umwandeln. Außerdem sollen, bedingt durch die Umhüllung aus MnS bzw. aus (Mn, Ca) S, eine bessere Zerspanbarkeit der Stähle [Tön89] erreicht werden.

Der Restaustenitgehalt wurde röntgenografisch mit dem Röntgendiffraktometer „Stresstech XStress G3R“ mit einer 1 mm Blende in Anlehnung an E975-03 [DIN4] bestimmt. Für den Vergütungsstahl mit einer Festigkeit von $R_m = 1100 \text{ MPa}$ beträgt er $3,2 \% \pm 0,9 \%$ und für den Vergütungsstahl mit einer Festigkeit von $R_m = 1350 \text{ MPa}$ $3,5 \% \pm 0,2\%$. Die ermittelten Gehalte entsprechen damit nahezu der Nachweisgrenze nach E975-03 von 2 %.

Das Gefüge ist typisch für einen Vergütungsstahl im vergüteten Zustand, **Bild 5-27** und **Bild 5-28**. Im geätzten Zustand konnte unter dem Lichtmikroskop auch bei starker Vergrößerung kein Restaustenit identifiziert werden, insbesondere nicht in der Matrix um Einschlüsse herum.

Die ehemalige Austenitkorngröße bewegt sich bei beiden Festigkeitsvarianten zwischen 10 und 13 µm. Dies entspricht einer auf eine ganze Zahl gerundeten Korngrößenkennzahl von $G = 10$. Die Austenitkorngröße und damit der Ausgangszustand zum Härten bzw. Vergüten sind vergleichbar.

Aus der Materialcharakterisierung folgt, dass der signifikante Unterschied der beiden Versuchsvarianten VSS und VS die über die Temperaturführung der Vergütungsbehandlung eingestellte Zugfestigkeit sowie die damit einhergehenden unterschiedlichen Verformbarkeitseigenschaften sind.

5 Materialcharakterisierung

Tabelle 5-11: Bestimmung des mikroskopischen Reinheitsgrades nach DIN 50602 [Cas10-1]. Es wurden ausschließlich globulare Oxide (OG) ausgewertet.

	OG		Anzahl OG	K1 Oxide	K2 Oxide
	DIN 50 602	[μm]			
42CrMo4-1100 längs	1	9-13	18	23,5	5,9
	2	13-19	3		
42CrMo4-1100 quer	1	9-13	19	14,8	2,6
	2	13-19	2		
42CrMo4-1350 längs	1	9-13	0	1,5	1,5
	2	13-19	1		
42CrMo4-1350 quer	1	9-13	2	1	1
	2	13-19	0		

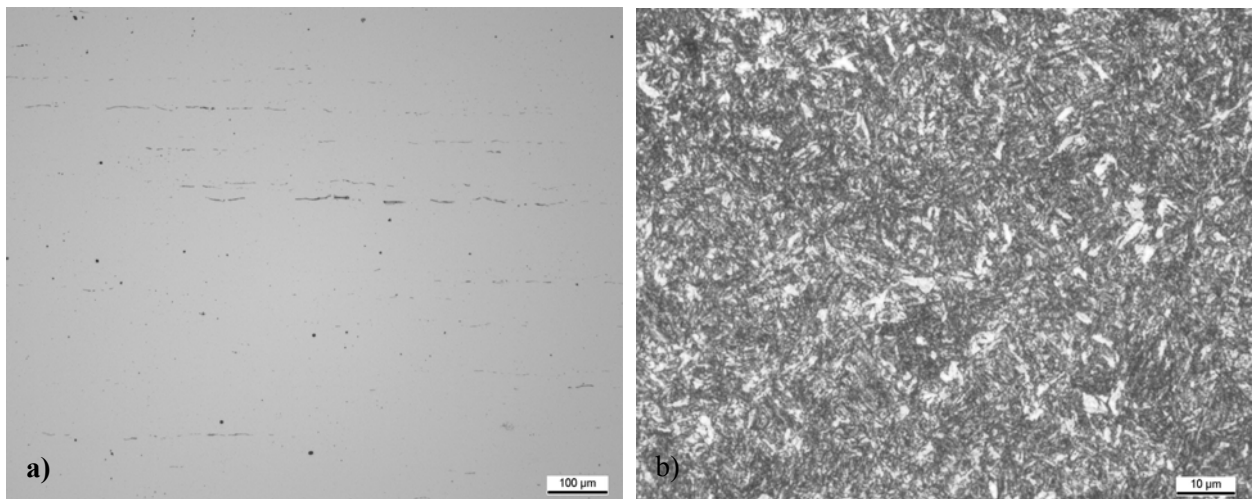


Bild 5-27: 42CrMo4-1100, **a)** sulfidische und oxidische Einschlüsse im ungeätzten Zustand, **b)** Vergütungsgefüge

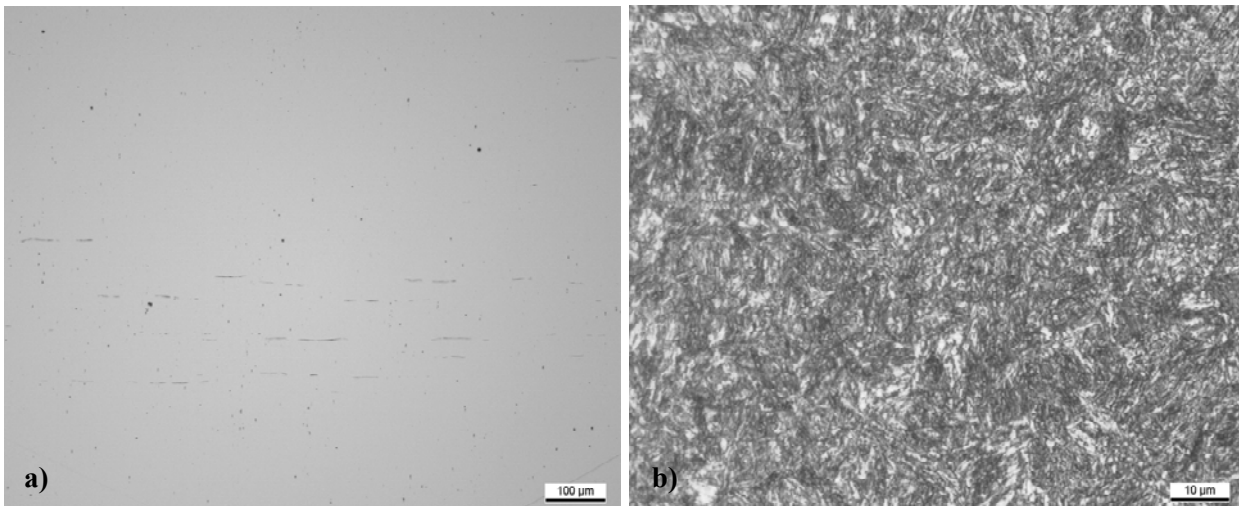


Bild 5-28: 42CrMo4-1350, **a)** sulfidische und oxidische Einschlüsse im ungeätzten Zustand, **b)** Vergütungsgefüge

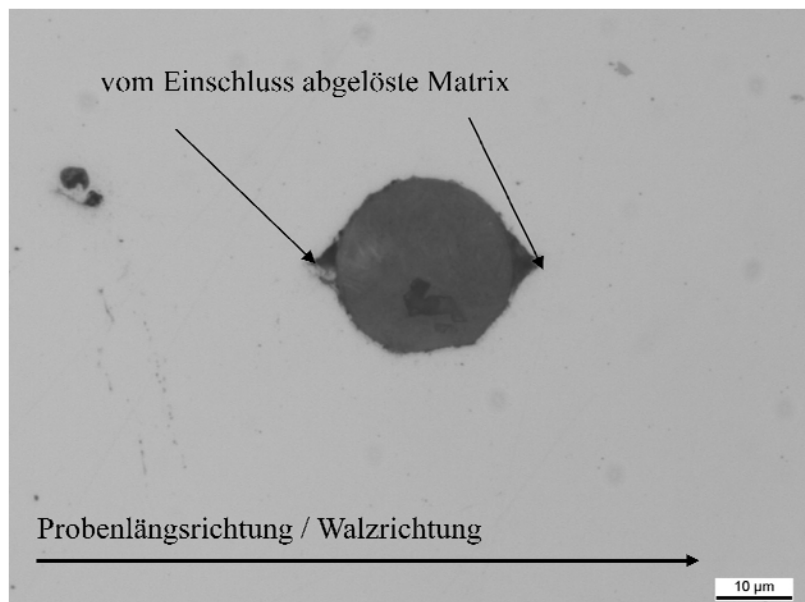
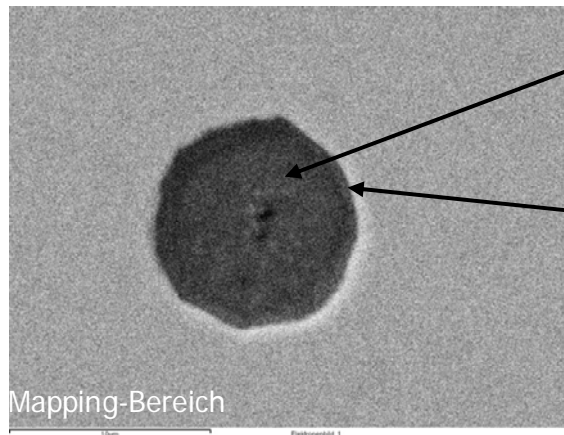


Bild 5-29: 42CrMo4-1350 Bei der Warmformgebung vom Einschluss abgelöste Matrix.

5 Materialcharakterisierung



innen: Mischoxide
(Al, Mg, Ca) (O)

außen: sulfidische Hülle
(Mn, Ca) (S)

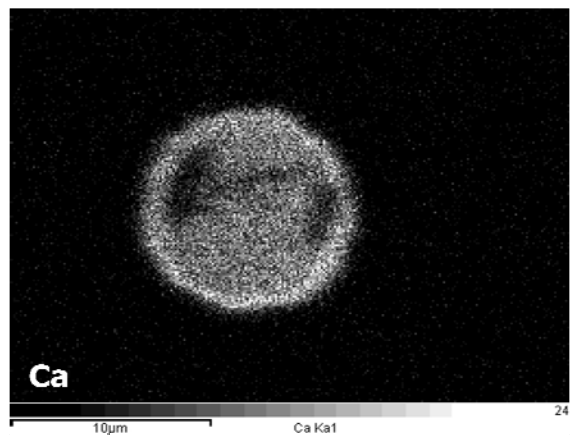
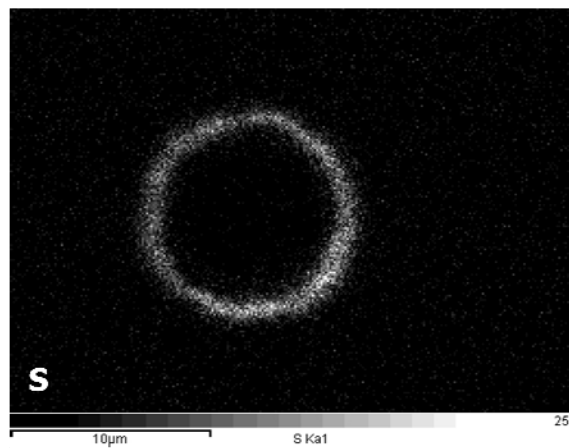
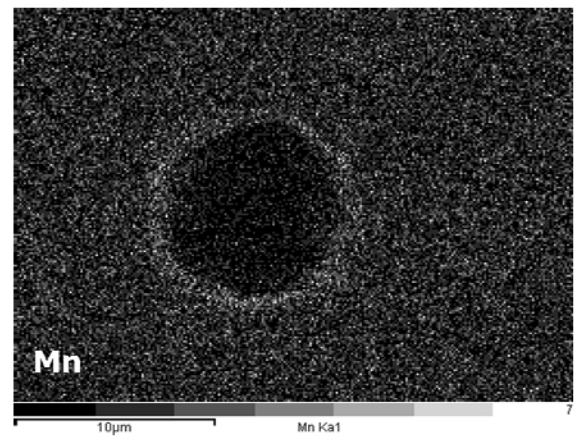
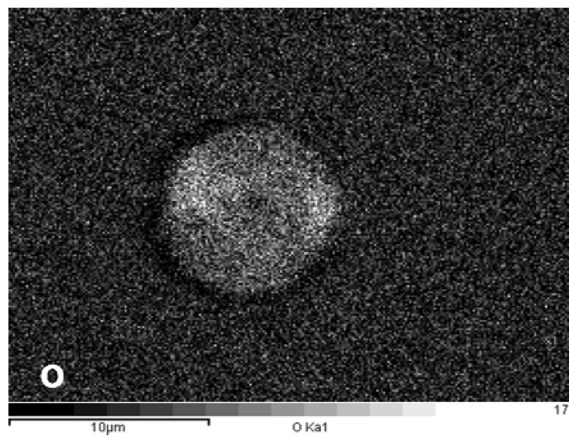
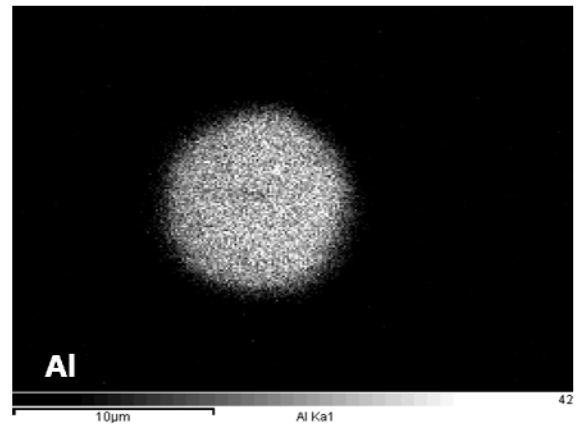
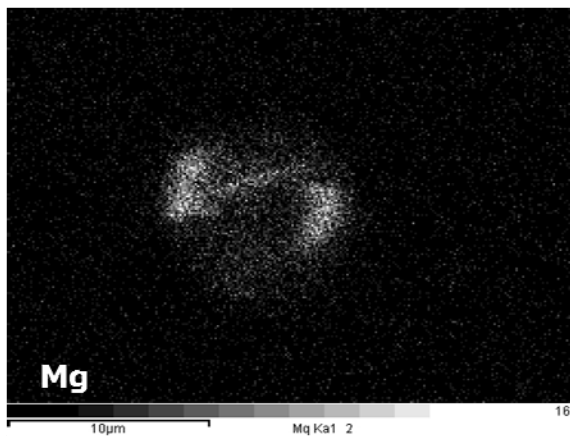


Bild 5-30: 42CrMo4-1350, EDX-Mapping zur Bestimmung der Elementverteilung in einem globularen Einschluss

6 Ergebnisse zur Schwingfestigkeit, Fraktografie und Mikrostruktur

6.1 Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6

6.1.1 Glatte Proben

Die Untersuchungen des Schwingfestigkeitsverhaltens der glatten Proben der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 erfolgte unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$) und unter Zugschwellbeanspruchung ($R = 0,1$). Die Probenoberflächen wurden bis auf zwei Proben, diese sind in den Schwingfestigkeitsdiagrammen mit einem * gekennzeichnet, mechanisch poliert, vgl. **Abschnitt 4.1.3**. Im **Anhang E** sind die Einzeldaten der Schwingversuche angegeben. In den **Anhängen H und I** werden die Einzeldiagramme zur Auswertung der Schwingfestigkeit, vgl. **Abschnitt 4.1.4**, dokumentiert.

6.1.1.1 Schwingfestigkeit

Die Schwingfestigkeitsergebnisse der glatten Proben für $R = -1$ und $R = 0$ sind gemeinsam in einem normierten Wöhlerliniendiagramm aufgetragen. Die Auswertung erfolgte hinsichtlich der Neigungen k im Zeitfestigkeitsbereich und k^* im Übergangs- bzw. VHCF-Bereich, **Bild 6-1**, vgl. **Abschnitt 4.1.4**. Die so ermittelten Neigungen k und k^* der Wöhlerlinien wurden im Anschluss auf die Einzelergebnisse der jeweiligen Versuchsvarianten übertragen. Die Ermittlung der Spannungsamplitude und der Schwingspielzahl am Abknickpunkt erfolgte unter Berücksichtigung der Verschiebung bei der Erstellung der normierten Wöhlerlinie. **Bild 6-2** zeigt das Schwingfestigkeitsdiagramm der glatten Proben unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung ($R = -1$) und **Bild 6-3** jenes unter Zugschwellbeanspruchung ($R = 0$).

Die ermittelte Schwingfestigkeit nimmt nach dem Abknickpunkt bei $N = 8,5 \cdot 10^5$ mit einer Neigung von $k^* = 16$ (15,5%/ Dekade) ab. Sonsino geht in [Son05] von einer Neigung der Wöhlerlinie $k^* = 22$ aus, allerdings ab einer Schwingspielzahl am Abknickpunkt von $1 \cdot 10^6$ bis $5 \cdot 10^6$. Der damit verbundene Schwingfestigkeitsabfall beträgt 10% pro Dekade und ist somit geringer als der hier ermittelte. In [FKM03] wird für Aluminiumlegierungen von einem Abfall der Schwingfestigkeit nach dem Abknickpunkt bei $N = 10^6$ bis zu einer Schwingspielzahl von $N = 10^8$ mit einer Neigung von $k^* = 15$ ausgegangen. Ab $N = 10^8$ wird ein horizontales Auslaufen der Wöhlerlinie angenommen. Ein horizontaler Verlauf der Wöhlerlinie nach $N = 10^8$ kann hier nicht bestätigt werden: Es treten noch zwei Brüche auf einem niedrigen Spannungshorizont bei Schwingspielzahlen $N > 10^8$ auf. Die nach [FKM03] abgeschätzte Wöhlerlinie für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_a = 97,5\%$ ist für beide Versuchsvarianten ($R = -1$, $R = 0,1$) im gesamten Schwingspielzahlbereich konservativ. Zum einen ist diese konservativ gegenüber den im Experiment bestimmten Schwingfestigkeitsdaten und zum anderen gegenüber der daraus ermittelten 97,5%igen Überlebenswahrscheinlichkeit. In **Tabelle 2-3** sind Literaturwerte der Neigung k^* im VHCF-Bereich für verschiedene Aluminiumknetlegierungen aufgeführt. Die hieraus zu entnehmenden Werte für die Neigung k^* liegen zwischen 10 und 22. Die für die vorliegenden Ergebnisse bestimmte Neigung von $k^* = 16$ stimmt mit den Ergebnissen aus der Literatur gut überein.

Die Schwingfestigkeit ist bei den mit $R = 0,1$ geprüften Proben mit 9 MPa nur geringfügig höher als bei den Proben, die bei $R = -1$ beansprucht wurden. Der Verlauf der Wöhlerlinien ist parallel, da diese aus der Auswertung der normierten Wöhlerlinie der glatten Proben entnommen wurde. Die Mittelspannungsempfindlichkeit M ist anhand des Haigh-Schaubildes [Rad06] definiert als

$$M + 1 = \sigma_a(R = -1) / \sigma_a(R = 0) \quad (\text{Gl. 6-1}).$$

Sie ist ein Maß dafür, um wie viel niedriger die Schwingfestigkeit bei hoher Mittelspannung im Verhältnis zur Schwingfestigkeit bei Mittelspannung $\sigma_m = 0$ ist. Die Mittelspannungsempfindlichkeit steigt mit zunehmender Zugfestigkeit des Werkstoffs. Für hochfeste Werkstoffe kann diese etwa bis auf Werte $M = 0,6$ ansteigen [Hai02]. Für die hier untersuchte Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 ergibt sich der klei-

ne Wert von 0,07. Die gemessenen Randdruckeigenstressungen sind bei den Proben, die bei höheren Schwingspielzahlen bei $R = 0,1$, vgl. **Bild E2-1, Anhang E2**, versagten, höher als bei den Proben die bei $R = -1$ geprüft wurden, vgl. **Bild E1-1, Anhang E1**. Dies könnte eine Erklärung sein für die verhältnismäßig hohe Schwingfestigkeit bei $R = 0,1$. Dagegen spricht allerdings die Tatsache, dass bei einer Spannungsamplitude von 120 MPa ($R = 0,1$) eine praktisch eigenspannungsfreie Probe bei einer vergleichbaren Schwingspielzahl versagte wie eine Probe mit den Randdruckeigenstressungen von -112 MPa. Wie in **Abschnitt 4.1.3** beschrieben, haben die Eigenspannungen eine sehr geringe Tiefenwirkung (ca. 55 μm). In [Liu01], vgl. **Abschnitt 4.1.3**, wird festgestellt, dass bei einer so geringen Tiefenwirkung der fertigungsbedingten Randdruckeigenstressungen, die Auswirkung auf die Schwingfestigkeit vernachlässigbar ist. Eine vertiefende Diskussion der Eigenspannungen hinsichtlich des Rissausgangsortes wird in **Abschnitt 6.1.1.2** vorgenommen.

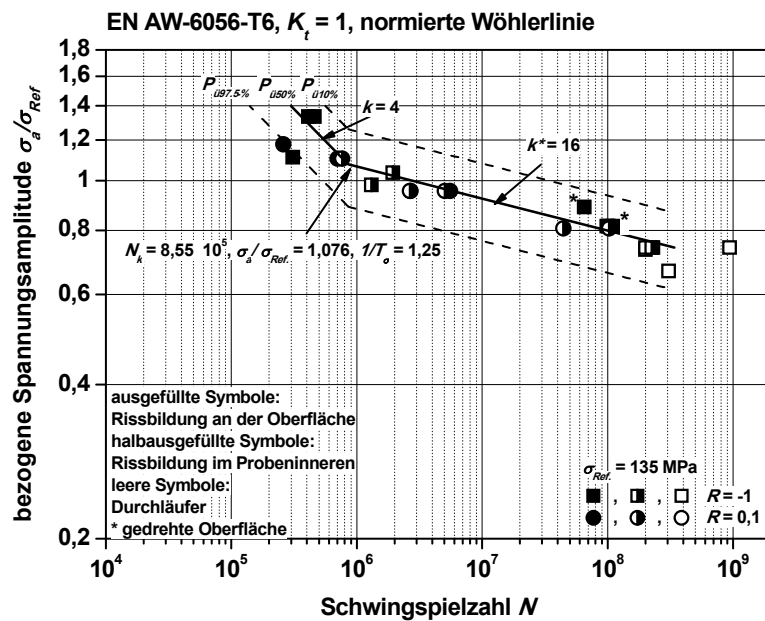


Bild 6-1: Normierte Wöhlerlinie der glatten Proben aus der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6, bestehend aus den normierten Versuchsergebnissen bei $R = -1$ und $R = 0,1$

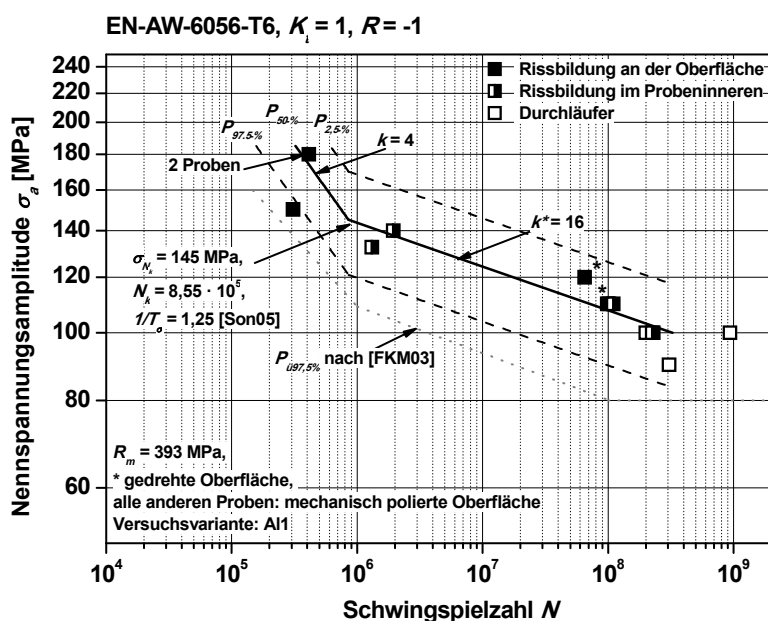


Bild 6-2: Schwingfestigkeitsdiagramm der glatten Proben aus der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 bei $R = -1$

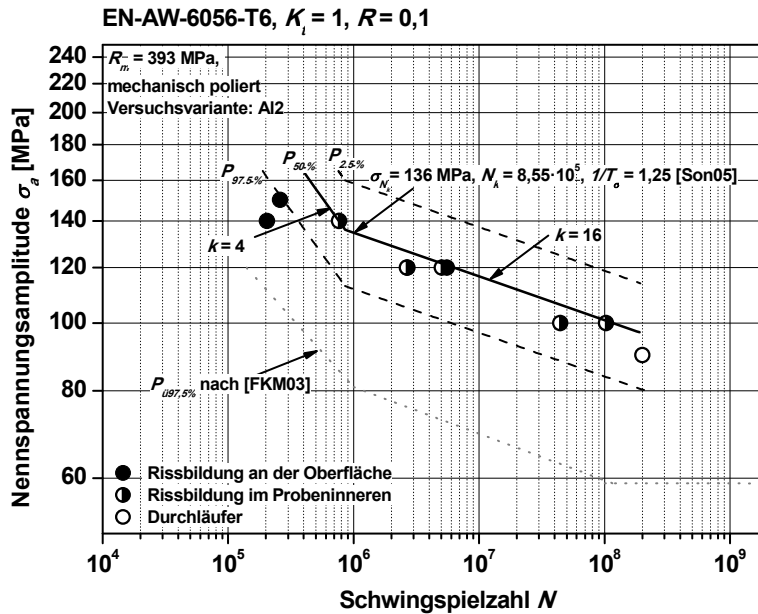


Bild 6-3: Schwingfestigkeitsdiagramm der glatten Proben aus der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 bei $R = 0,1$

6.1.1.2 Fraktografie und Mikrostruktur

Bei allen Proben wurde der Rissausgangsort im REM untersucht. Die Schwingfestigkeitsdiagramme **Bild 6-1** bis **Bild 6-3**, enthalten auch die Ergebnisse der fraktografischen Auswertungen, vgl. **Abschnitt 4.1.4**. Aus den Diagrammen ist zu erkennen, dass Brüche bei hohen Spannungsamplituden und niedrigen Schwingspielzahlen von der Oberfläche ausgehen. Bei Spannungsamplituden $\sigma_a \leq 140$ MPa und Schwingspielzahlen $N > 8 \cdot 10^5$ Schwingspiele geht das Versagen fast aller Proben vom Probeninneren aus. Die beiden Proben, die bei hohen Schwingspielzahlen von der Oberfläche ausgehend versagten, waren gedreht und nicht mechanisch poliert. Der Rissausgangsbereich bei Versagen ausgehend vom Probeninneren liegt zwischen 0,5 mm und 2 mm unterhalb der Oberfläche. Bis auf eine Ausnahme (vgl. unten) konnten bei allen Proben keine extrinsischen Defekte, wie z.B. große primäre intermetallische Teilchen, als Ausgangsstelle für ein Versagen nachgewiesen werden. Es wurden keine Unterschiede im fraktografischen Erscheinungsbild der Bruchflächen zwischen den unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung und den unter Zug-Schwellbeanspruchung gebrochenen Proben gefunden. Deshalb werden die mikrofraktografischen und mikrostrukturellen Untersuchungen zum Schädigungsmechanismus gemeinsam für beide Beanspruchungsvarianten vorgestellt und diskutiert. Im Folgenden wird zuerst auf das von der Oberfläche ausgehende Versagen und danach auf jenes im Probeninneren einsetzende eingegangen.

Rissbildung an der Oberfläche

Zur Untersuchung der Proben, deren Versagen an der Oberfläche begann, wurde wie in **Abschnitt 4.2.2.2** beschrieben vorgegangen.

Bei hohen Spannungsamplituden und niedrigen Schwingspielzahlen versagten bei $R = -1$ drei Proben und bei $R = 0$ zwei Proben ausgehend von der Oberfläche. Bei vier von diesen fünf Proben existiert nur ein Rissausgang. Dieser zeigt in allen Fällen eine oder mehrere spaltförmige Flächen und im weiteren Rissverlauf eine gefiederte Struktur **Bild 6-4** und **Bilder E1-2 bis E1-4** sowie **Bild E2-2** und **E2-3**.

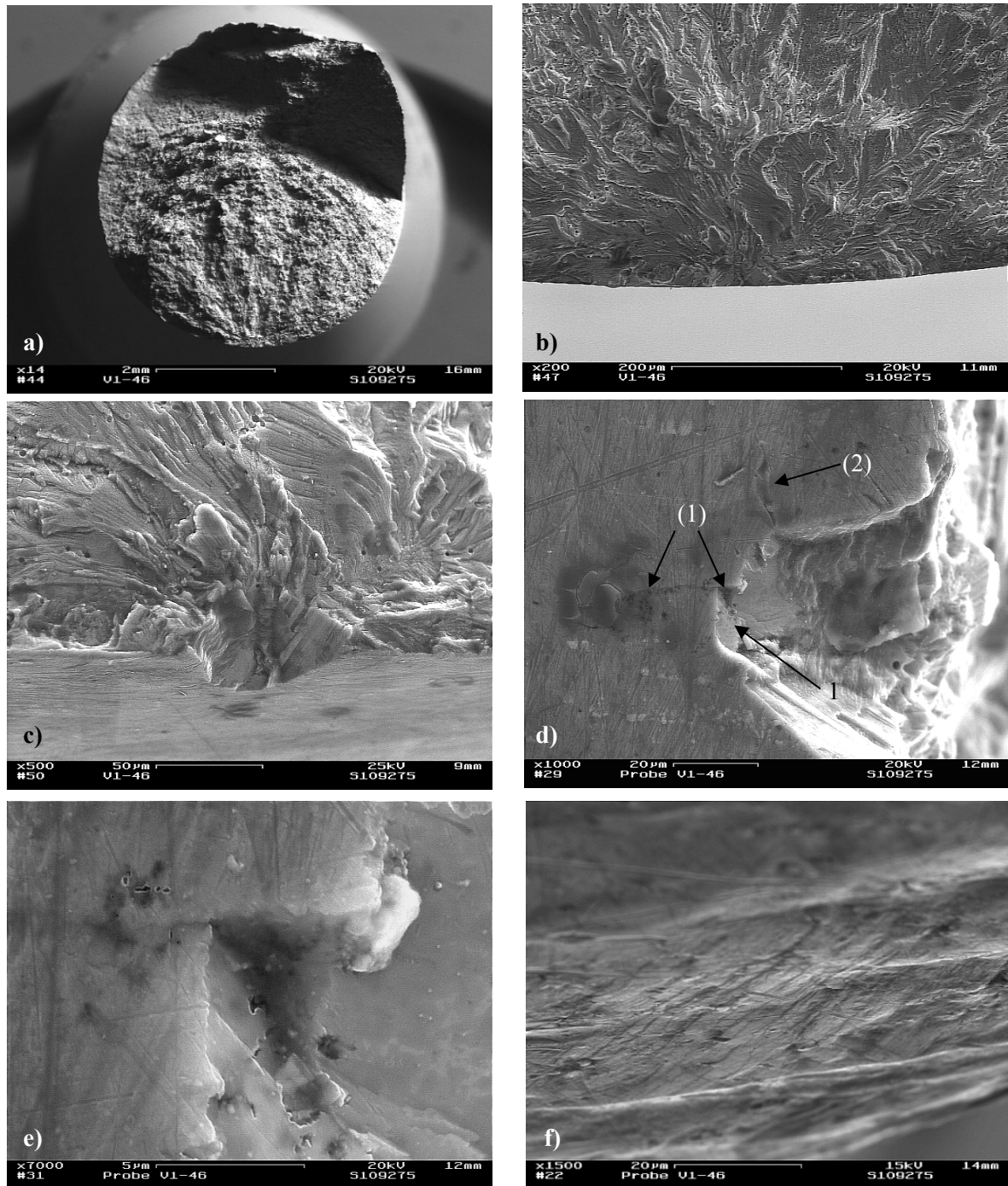


Bild 6-4: EN AW-6056-T6, Al2-46, $\sigma_a = 140$ MPa, $N = 2,04 \cdot 10^5$, $R = 0,1$ **a)** Übersicht der gesamten Bruchfläche (Versagen geht von der Oberfläche aus.) **b)** Übersicht des Rissausgangs, **c)** Detail des Rissausgangs (Probe ist derart verkippt, dass eine Begutachtung der Bruchfläche und der Probenoberfläche ermöglicht wird.) **d)** Detail des Rissausgangs (Probenoberfläche steht senkrecht zum Elektronenstrahl.) (1) für **Bild 6-5** gekennzeichnete Stelle, (2) „Aufklaffung“, **e)** Detail aus d), **f)** Gleitlinien in der Nähe des Rissausgangs (Direkt am Rissausgang existieren keine Gleitlinien.)

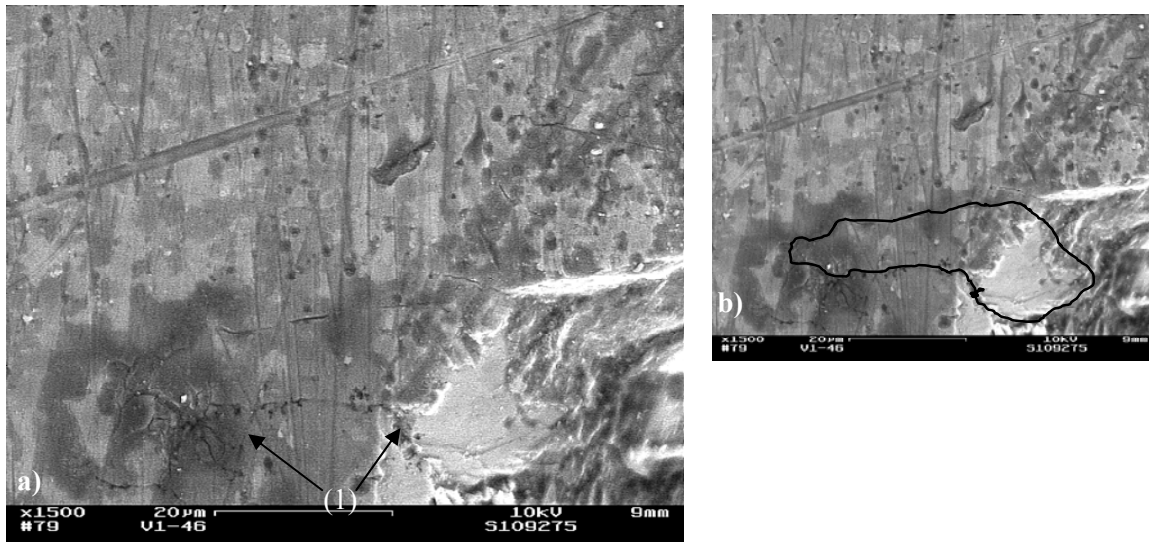


Bild 6-5: EN AW-6056-T6, Al2-46, $\sigma_a = 140$ MPa, $N = 2,04 \cdot 10^5$, $R = 0,1$ (Oberfläche ist mit Ätzmittel nach Dix und Keller [Schu05] angeätzt.) **a)** Kennzeichnung der Stelle (1) aus **Bild 6-4d**, **b)** eingezeichneter Verlauf der Korngrenze

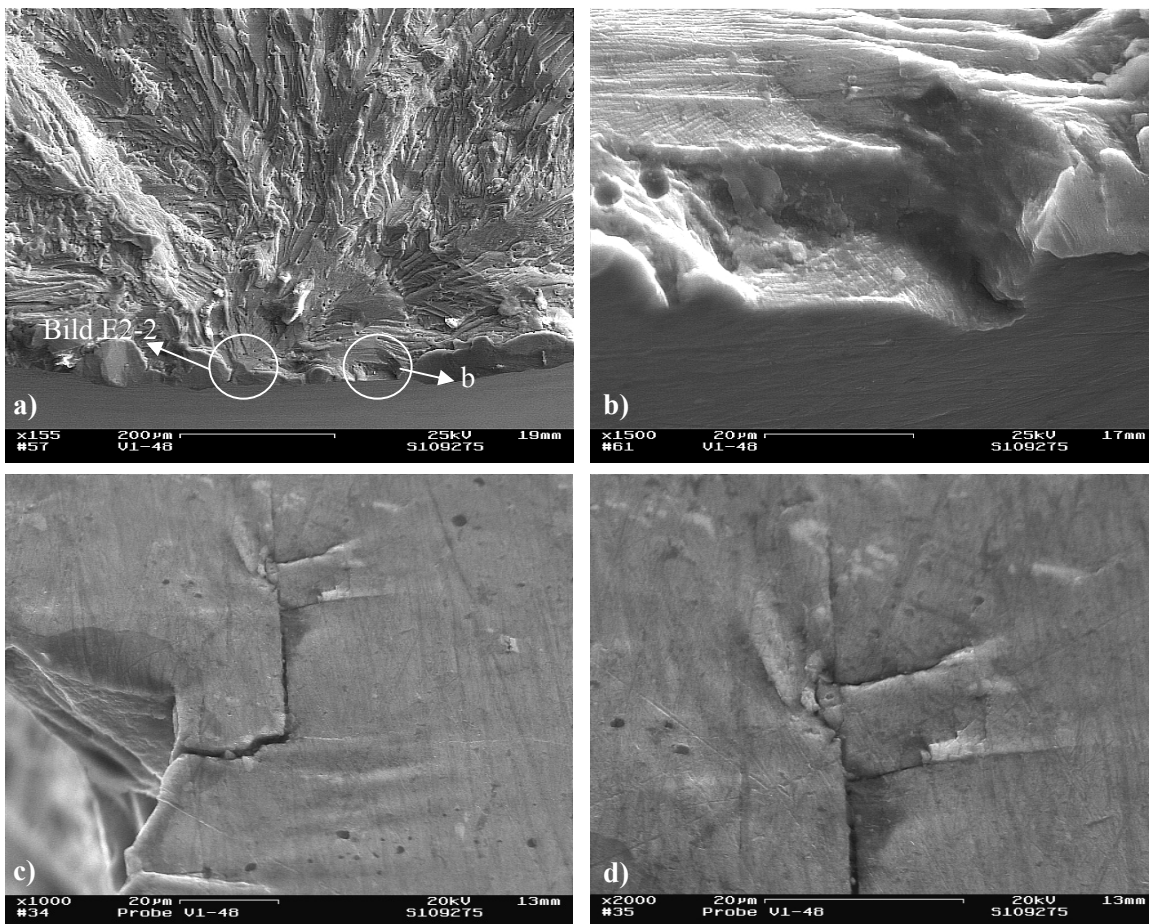


Bild 6-6: EN AW-6056-T6, Al2-48, $\sigma_a = 150$ MPa, $N = 2,59 \cdot 10^5$, $R = 0,1$, **a)** Übersicht des Rissausgangs von der Oberfläche, **b)** Detail des Rissausgangs mit spaltförmiger Fläche (Probe ist derart verkippt, dass eine Begutachtung der Bruchfläche und der Probenoberfläche ermöglicht wird.) **c)** Detail des Rissausgangs mit Nebenriss (Probenoberfläche steht senkrecht zum Elektronenstrahl.) **d)** Nebenriss mit Verzweigungen (Verzweigungen stehen senkrecht zum Nebenriss)

Die in **Bild 6-4** gezeigte Probe ist beispielhaft für alle vier Proben, die bei hohen Spannungsamplituden von der Oberfläche ausgehend versagten. In den Teilbildern a und b ist eine Übersicht der gesamten Bruchfläche sowie des Bruchausgangs dargestellt. Bei höherer Vergrößerung, Teilbild c, sind direkt am Bruchausgang zwei spaltflächenförmige Bereiche zu erkennen, im weiteren Rissverlauf ist die Bruchmikrostruktur gefiedert. Die Teilbilder d und e zeigen den Rissausgang mit Blick auf die Probenoberfläche. Es existieren keine Gleitlinien in diesem Bereich, sondern nur in einiger Entfernung vom Rissausgang, Teilbild f. Gleitlinien konnten bei drei weiteren Proben, vgl. **Tabellen-E1-1** und **E2-1** nachgewiesen werden. Auch hier sind diese nicht für den Rissausgang entscheidend. Folglich und wie im Anschluss bei den unterbrochenen Schwingversuchen beschrieben, werden Gleitlinien zwar gebildet, sind hier aber nicht maßgeblich für das Versagen. Im Teilbild d ist an der Stelle 1 ein Nebenriss zu erkennen. Im angeätzten Zustand der Probenoberfläche, **Bild 6-5**, zeigt sich, dass dieser Nebenriss an einer Korngrenze, also interkristallin verläuft. In **Bild 6-5b** ist die Korngrenze eingezeichnet. Damit ergibt sich, dass die spaltförmige Fläche der Größe des Korn entspricht. Ob diese trans-oder interkristallin verläuft, kann hier nicht mit Sicherheit festgestellt werden. In **Bild 6-4d** ist an Stelle (2) eine „Aufklaffung“ zu erkennen, die auch bei den unterbrochenen Schwingversuchen nachgewiesen wurden.

In **Bild 6-6** ist ein weiteres Beispiel für einen von der Oberfläche ausgehenden Bruch dargestellt. Auch hier existiert im Rissausgang eine kleine spaltförmige Fläche. Interessant ist allerdings, dass bei Betrachten des Rissausgangs im verkippten Zustand an der Probenoberfläche senkrecht zueinander stehende Nebenrisse zu erkennen sind.

Bei einer Probe, die bei einer hohen Spannungsamplitude versagte, existieren ein Rissausgang an der Oberfläche und möglicherweise zwei weitere im Probeninneren. Der Rissausgang von der Oberfläche ist für das Versagen maßgeblich. In einem der beiden Rissausgänge vom Probeninneren wurde ein ca. 25 µm großes primäres intermetallisches Teilchen nachgewiesen, in dem mittels EDX die Elemente Al, Si, Cu, Fe, Mn und Mg analysiert wurden. Damit gehört dieses Teilchen zu den im Lichtmikroskop hellgrau erscheinenden (AlCuFeMn und AlFeMg₃Si₆ [ASM04], Anhang C). Das fraktografische Erscheinungsbild dieser Probe stellt im Vergleich zu allen anderen gebrochenen Proben eine Ausnahme dar und wird daher in **Bild E1-2** im **Anhang E1** dokumentiert.

Untersuchung der Oberflächenveränderungen im Rahmen der unterbrochenen Schwingversuche

Zur Untersuchung von entstehenden Veränderungen der Probenoberfläche durch die zyklische Beanspruchung wurden unterbrochene Schwingversuche durchgeführt, vgl. **Abschnitt 4.2.2.3**. Nach jedem Ausbau aus der Prüfmaschine wurde die Oberfläche stichprobenhaft auf Veränderungen im REM abgesucht. Allerdings konnten damit nicht die gleichen Stellen nach unterschiedlicher Schwingspielzahl beobachtet werden. In **Bild 6-7** und **Tabelle 6-1** sind die Ergebnisse dargestellt. Im **Anhang E1** in den Bildern **E1-2** bis **E1-7** sind die beobachteten Hinweise auf Oberflächenveränderung anhand von REM-Aufnahmen dokumentiert.

Vor den Schwingversuchen wurde jeweils eine Eigenspannungsmessung, **Abschnitt 4.1.3**, im Prüfquerschnitt der Proben durchgeführt. Zur Überprüfung, ob die Druckeigenspannungen eine maßgebliche Einflussgröße auf das Auftreten von Rissausgängen im Probeninneren darstellen, wurden eigenspannungsfreie Proben bei niedrigen Spannungsamplituden geprüft.

Bei allen gebrochenen Proben konnten in unterschiedlicher Ausprägung Gleitlinien auf der Probenoberfläche nachgewiesen werden. Selbst bei der Probe, die die Schwingspielzahl von $N = 2,5 \cdot 10^8$ ohne Versagen erreichte, sind Hinweise auf schwache Gleitlinien erkennbar, **Bild E1-6**. Die Rissinitiierung fand bei keiner der geprüften Proben an den Gleitlinien statt. Bei zwei von den drei Proben, die von der Oberfläche aus versagten, existieren am Rissausgang überhaupt keine Gleitlinien, **Bild 6-8d**. Bei einer der Proben, **Bild E1-3e**, stehen diese in einem Winkel von ca. 40° zu der spaltförmigen Fläche und können damit nicht

zum Versagen geführt haben. Zusätzlich zu diesen Gleitlinien konnten bei den drei Proben, die bei höheren Spannungsamplituden geprüft wurden, „Aufklaffungen“ nachgewiesen werden, **Bild 6-8a**. Alle Proben weisen unabhängig von der Höhe der Spannungsamplitude und der Bruchschwingspielzahl, also somit vom Rissausgangsort, spaltförmige Flächen am Rissausgang auf. Die Proben, die ausgehend von der Oberfläche versagten, weisen wenige oder nur einzelne spaltförmige Flächen auf. Dagegen weisen die Proben, deren Versagen im Inneren einsetzte, eine größere Anzahl an spaltförmigen Flächen auf. Eine nähere Beschreibung der spaltförmigen Flächen erfolgt bei der Vorstellung der Rissausgänge vom Probeninneren mit Hilfe von EBSD-Messungen. Mögliche Ursachen der Bildung der spaltförmigen Flächen werden unter Berücksichtigung der Ergebnisse der Materialcharakterisierung, **Abschnitt 5**, sowie der Ergebnisse der fraktografischen und mikrostrukturellen Untersuchungen der gebrochenen Proben der Legierung EN AW-6082-T5, **Abschnitt 6.2**, in **Abschnitt 7** diskutiert.

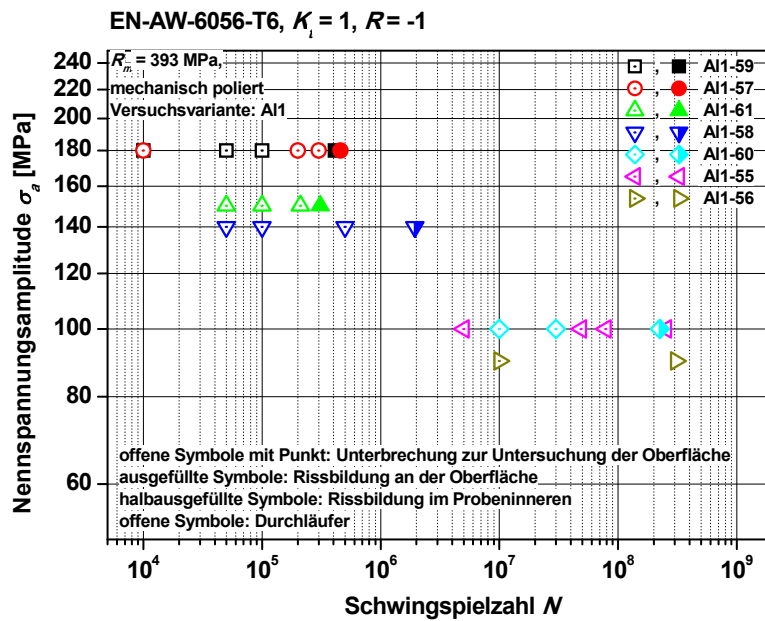


Bild 6-7: EN AW-6056-T6, $K_t = 1$, $R = -1$, unterbrochene Schwingversuche

Tabelle 6-1: EN AW-6056-T6, unterbrochene Schwingversuche

Die verwendeten Abkürzungen bedeuten: σ_a : Spannungsamplitude, σ_{ES} : Eigenspannungen, N : Schwingspielzahl, o. B.: ohne Befund, RA: Rissausgang, spaltf.: spaltförmige Flächen, OF: Oberfläche, PI: Probeninneres, DL: Durchläufer

Probe, σ_a [MPa], σ_{ES} [MPa], Bild	N bei 1. Unterbrechung, Ergebnis REM- Untersuchung	N bei 2. Unterbrechung, Ergebnis REM- Untersuchung	N bei 3. Unterbrechung, Ergebnis REM- Untersuchung	Ereignis
V1-59, 180, -76 Bild E1-2	$1 \cdot 10^4$ o. B.	$5 \cdot 10^4$ Mikroriss an Oberflächenbe- schädigung	$1 \cdot 10^5$ Aufklaffungen	$4,12 \cdot 10^5$ 3 RA 1.RA=OF, spaltf. 2.+3.RA=PI
V1-57, 180, -70 Bild E1-3	$1 \cdot 10^4$ Aufklaffungen	$2 \cdot 10^5$ schwache Gleitli- nien	$3 \cdot 10^5$ deutlichere Gleit- linien	$4,59 \cdot 10^5$ RA=OF, spaltf. Gleitlinien stehen in einem Winkel von 40° zu spaltf.
V1-61, 150, -61 Bild 6-8	$5 \cdot 10^4$ Aufklaffungen	$1 \cdot 10^5$ Gleitlinien	$2,11 \cdot 10^5$ Gleitlinien	$3,09 \cdot 10^5$ RA=OF, spaltf. keine Gleitli- nien an RA
V1-58, 140, -34 Bild E1-4	$5 \cdot 10^4$ o. B.	$1 \cdot 10^5$ o. B.	$5 \cdot 10^5$ schwache Gleitli- nien	$1,94 \cdot 10^6$ RA=PI, spaltf.
V1-60, 100, 0 Bild E1-5	$1 \cdot 10^7$ nachträglich ein- gebrachte Ober- flächenbeschädi- gungen	$3 \cdot 10^7$ schwache Gleitli- nien	-	$2,25 \cdot 10^8$ RA=PI, spaltf.
V1-55, 100, 0 Bild E1-6	$5 \cdot 10^6$ o. B.	$4,87 \cdot 10^7$ o. B.	$7,86 \cdot 10^7$ o. B.	$2,53 \cdot 10^8$ DL, möglicherweise schwa- che Gleitlinien
V1-56, 90, 0	$1 \cdot 10^7$ o.B.	-	-	$3,07 \cdot 10^8$ DL

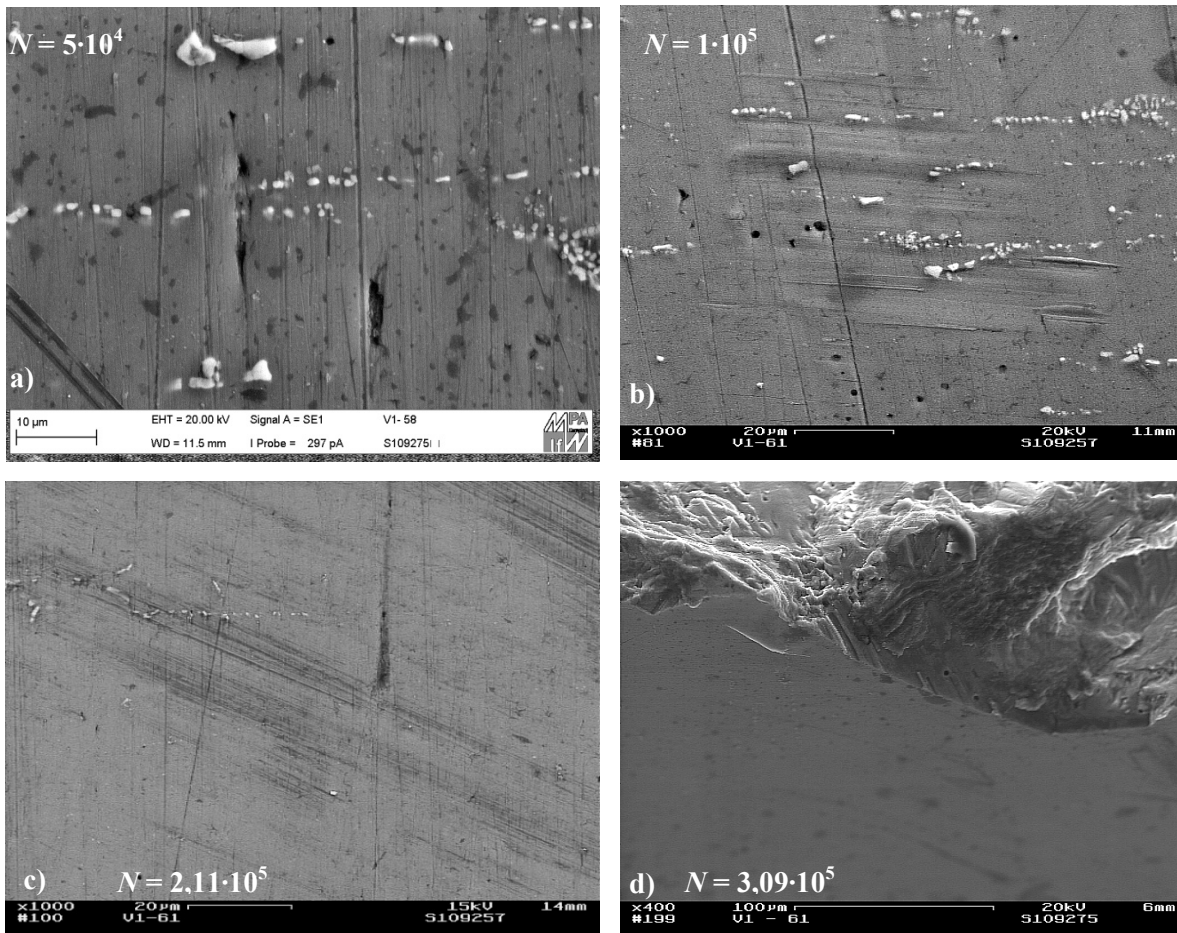


Bild 6-8: EN AW-6056-T6, Probe A11-61, $\sigma_a = 150$ MPa, $N = 3,09 \cdot 10^5$, $R = -1$, **a)** Aufklaffungen, **b)** und **c)** Gleitlinien, **d)** Detail des Rissausgangs an der Oberfläche (Am Rissausgang existieren eine spaltförmige Fläche, aber keine Gleitlinien.)

Rissbildung im Probeninneren

Beispielhaft für das Phänomen, dass bei niedrigen Spannungsamplituden und hohen Schwingspielzahlen das Versagen im Probeninneren einsetzt, werden im Folgenden die Bruchfläche sowie die Bruchmikrostruktur der Probe vorgestellt, die bei der niedrigsten geprüften Spannungsamplitude die höchste Schwingspielzahl erreichte (A12-42).

Im Allgemeinen stellt es sich bei der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 als äußerst schwierig heraus, den eigentlichen Rissausgang zu bestimmen. Dies steht im Gegensatz zu der Aluminiumlegierung EN AW-6082-T5, **Abschnitt 6.2**, und dem Vergütungsstahl, **Abschnitt 6.3**. Bei der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 existieren keine auffälligen Bruchmikrostrukturen, wie z.B. Einschlüsse (Vergütungsstahl) oder plateauförmige Bereiche (EN AW-6082-T5), von denen Bruchverlaufsbahnen in Rissausbreitungsrichtung ausgehen, die einen Hinweis darauf geben, wo sich der Rissausgang befindet. Makroskopisch, mit bloßem Auge betrachtet, erscheint ein Teil der Bruchfläche kristallin glänzend. Um die Eingrenzung des Rissausgangsbereiches an den Proben der Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 zu beschreiben, werden die einzelnen Gebiete der Bruchfläche in umgekehrter Reihenfolge ihrer Entstehung vorgestellt:

In **Bild 6-9a** ist eine Übersichtsaufnahme der Bruchfläche mit Kennzeichnung der Bereiche Gewaltbruch, Durchtritt der Schwingbruchfläche zur Oberfläche, Schwingbruchfläche und Rissausgangsbereich sowie Zuordnung der nachfolgenden Detailaufnahmen dargestellt.

Der beim letzten Schwingzyklus entstehende Gewaltbruch zeigt erwartungsgemäß die Merkmale eines duktilen Wabenbruches, **Bild 6-9f**. An dem Durchtritt der Schwingbruchfläche zur Oberfläche, **Bild 6-9e**, sind konkav gekrümmte Schwingstreifen zu erkennen. Diese sind ein Hinweis darauf, dass die Ausbreitung des Risses vom Probeninnern in Richtung Probenoberfläche erfolgte. Nach dem Durchtritt der Schwingbruchfläche an die Probenoberfläche erfolgt der Gewaltbruch. Der Verlauf der Bruchbahnen auf der Schwingbruchfläche deutet auf einen im Zentrum der Schwingbruchfläche gelegenen Rissausgangsbereich hin, **Bild 6-9b**. Die gesamte Schwingbruchfläche weist extrem glatte, spaltförmige Flächen auf. Schwingstreifen können nur in Bereichen zwischen den spaltförmigen Flächen nachgewiesen werden. Die Schwingbruchfläche ist gegenüber der Gewaltbruchfläche nicht durch eine kreis- oder halbkreisförmige Linie, wie es bei Schwingbruchflächen normalerweise der Fall ist [Aur78], sondern durch einen unregelmäßigen Verlauf abgegrenzt. Der Rissausgangsbereich ist in **Bild 6-9c** dargestellt. Es sind keine fraktografischen Merkmale zu erkennen, die eine Aussage über die genaue Stelle der Rissbildung zulassen würden.

Die Wahl des Begriffes „spaltförmige Flächen“ erfolgt in Abgrenzung zu dem Begriff des Spaltbruches bei Werkstoffen mit kubisch-raumzentriertem (krz) Gitter. Erreicht die größte Hauptnormalspannung örtlich die mikroskopische Spaltbruchspannung (Trennfestigkeit), so tritt auf Ebenen mit der geringsten Packungsdichte, den {100}-Ebenen im krz-Gitter, ein Aufspalten des Gitters auf [Ble99]. Dies kann bei tiefen Temperaturen oder hohen Dehnraten der Fall sein. Spaltförmige Flächen, allerdings nicht am Rissausgang, sondern im weiteren Verlauf der Schwingbruchfläche, wurden in [Wan04, Wan06, Wan10, Sri07] für die ausscheidungshärtbaren Aluminiumlegierungen AA2024-T4, AA6061-T6 und AA 7075-T6 beobachtet. Hier werden diese als Spaltflächen bezeichnet (cleavage facets). Es wird für die Aluminiumlegierung AA2024-T4 festgestellt, dass sowohl die Rissinitiierung, als auch das kontinuierliche Weiterwachsen des Risses im Wesentlichen eine Funktion der Mikrostruktur ist, Rissstadium I. Dies kann hier für die Legierung EN AW-6056-T6 bestätigt werden. Die Hypothesen zum Schädigungsmechanismus der drei ausscheidungshärtbaren Legierungen aus [Wan04, Wan06, Wan10, Sri07] sind in **Abschnitt 2.2** dargestellt und werden im **Abschnitt 7.1.1** im Vergleich zu den hier erzielten Ergebnissen diskutiert. In [May06] werden für die Aluminiumlegierung EN AW-2024-T6 ebenfalls spaltförmige Flächen in der Schwingbruchfläche beobachtet, allerdings auch hier nicht am Rissausgang (Oberfläche). In der verwendeten Literatur werden in keinem Fall spaltförmige Flächen direkt am bzw. als Rissausgangsort gefunden: Es scheint deutlich geringere Anteile an spaltförmigen Flächen auf der Schwingbruchfläche im Vergleich zu der hier untersuchten Legierung EN AW-6056-T6 zu geben.

Direkt an der Oberfläche existieren Druckeigenspannungen mit einer geringen Tiefenwirkung, **Abschnitt 4.1.3**. Erwartungsgemäß sollte das Versagen vom Zugeigenspannungsbereich ausgehen, also im Bereich von etwa 50-150 µm unterhalb der Oberfläche. Dies ist hier nicht der Fall. Der Rissausgang liegt in allen Fällen in dem von der Oberfläche unbeeinflussten Probeninneren. Bei den unterbrochenen Schwingversuchen wurden praktisch eigenspannungsfreie Proben an der Oberfläche auf niedrigen Spannungsamplituden geprüft; die Rissbildung setzte im Probeninneren ein. Die Ergebnisse aus **Abschnitt 6.1.1.1** haben gezeigt, dass Proben mit und ohne signifikante Eigenspannungen, die mit der selben Spannungsamplitude geprüft wurden, bei vergleichbaren Schwingspielzahlen versagten. Daher wird, in Anlehnung an [Liu01] vermutet, dass die Randdruckeigenspannungen hier keinen wesentlichen Einfluss zum einen auf die Schwingfestigkeit und zum anderen auf den Ort des Rissausganges haben. Zwei diese Theorie unterstützende Überlegungen sind die geringe Tiefenwirkung der Eigenspannungen und, dass die an den glatten Proben auftretenden Druckeigenspannungen nicht konstant über der gesamten Probenoberfläche sind, vgl. **Tabelle 4-3**. Bei gleicher Probenherstellung und bei gleicher Vorgehensweise beim mechanischen Polieren variieren die an 19 glatten Proben gemessenen Eigenspannungen von 0 bis -177 MPa. Der Mittelwert dieser 19 Messungen ergibt sich zu 65 MPa, allerdings mit einer

Standardabweichung von ± 68 . Aus diesen Hinweisen wird die Schlussfolgerung gezogen, dass wahrscheinlich an jeder Probe Orte mit geringen oder gar keinen Eigenspannungen bestehen. Gleitbandbildung, oder auch die Bildung von Aufklaffungen und damit Rissinitiation, werden bei zyklischer Beanspruchung in den Körnern stattfinden, die keine Druckeigenspannungen aufweisen. Diese sind aber nach den oben gemachten Ausführungen an jeder Probe vorhanden. Daraus folgt, dass die hier inhomogen verteilten Druckeigenspannungen keinen wesentlichen Einfluss auf die Schwingfestigkeit und auf den Rissausgangsort haben.

Die Bruchfläche einer Probe, die bei mittlerer Spannungsamplitude ($\sigma_a = 140$ MPa) und Schwingspielzahl ($N = 7,67 \cdot 10^5$) vom Probeninneren aus versagte (ProbeAl2-45), ist in **Bild 6-10** dargestellt. Hier ist zu erkennen, dass am Rissausgang sowie bis zu einer Entfernung von ca. 0,5 mm die Bruchmikrostruktur fast ausschließlich aus spaltförmigen Flächen besteht. Im weiteren Rissverlauf (**Teilbilder d bis f**) nimmt der Anteil an spaltförmigen Flächen ab. Hier konnten dann auch Schwingstreifen nachgewiesen werden. Im Rissausgang, **Bild 6-10b**, aber auch im weiteren Rissverlauf, sind Trennungen entlang von Korngrenztripelpunkten zu erkennen. Damit sind diese nicht signifikant für den Rissausgang.

Zusammenfassend wurden folgende Beobachtungen über den Anteil von spaltförmigen Flächen auf der Schwingbruchfläche dokumentiert:

- Bei hohen Spannungsamplituden und niedrigen Schwingspielzahlen findet Rissbildung an der Oberfläche statt, **Bild 6-4c** und **Bild 6-6b**. Im Rissausgang existieren eine oder wenige spaltförmige Flächen.
- Bei mittlerer Spannungsamplitude und mittlerer Schwingspielzahl findet Rissbildung im Probeninneren statt. Im Rissausgangsbereich zeigen sich ausschließlich spaltförmige Flächen, **Bild 6-10b** und **c**. Im weiteren Rissverlauf nimmt der Anteil dieser ab, **Bild 6-10d-f**.
- Bei niedrigen Spannungsamplituden und hohen Schwingspielzahlen besteht fast die gesamte Schwingbruchfläche aus spaltförmigen Flächen, **Bild 6-9b** und **c**. Damit konnte gezeigt werden, dass mit abnehmender Spannungsamplitude der Anteil an spaltförmigen Flächen deutlich zunimmt, also der Anteil des Risses, der sich an der Mikrostruktur orientiert.

Untersuchung der spaltförmigen Flächen

Die Orientierungsänderungen des kristallografischen Gitters entlang einer spaltförmigen Fläche wurden bestimmt, **Bild 6-11a**. Die spaltförmigen Flächen sind sehr glatt, somit sind Messsignale bei der EBSD-Messung zu erwarten. Die Probe, und damit die interessierende spaltförmige Fläche wurde derart verkippt, dass eine Messung ermöglicht wurde. Um ein ausreichendes Messsignal zu erhalten, sollte die zu untersuchende Fläche um ca. 70° aus ihrer- zum Probentisch parallelen Lage- hin zum Elektronenstrahl verkippt werden. Die spaltförmigen Flächen sind selbstverständlich nicht parallel zum Elektronenstrahl, sondern sie bilden eine Ebene, die willkürlich im dreidimensionalen Raum geneigt ist. Das heißt, sie sind um die $X0$ und auch um die $Y0$ Achse des Tischkoordinatensystems, **Bild 4-8**, gedreht, wodurch sich in $Z0$ -Richtung ein unterschiedlicher Abstand zum Elektronenstrahl ergibt. In einem ersten Schritt wurde an der interessierenden Spaltfläche der größte ($Z_{\text{groß}}$) und der geringste Fokusabstand (Z_{klein}) zum Polschuh durch genaues Scharfstellen auf die Oberfläche, bestimmt. Um von der Stelle $Z_{\text{groß}}$ zu der Stelle Z_{klein} zu gelangen, wurde nur in $Y0$ -Richtung verfahren, somit lies sich der Abstand zwischen $Z_{\text{groß}}$ und Z_{klein} bestimmen. Damit konnte ein erster Anhaltspunkt, um wieviel Grad die spaltförmige Fläche um $X0$ verkippt wurde, erhalten werden. Die ermittelte Differenz zu 70° ergibt nun den eigentlichen Kippwinkel des Probentisches. Die Stärke des Messsignals wurde entlang einer Geraden überprüft und es konnte ein Linescan hinsichtlich der kristallografischen Orientierung durchgeführt werden. Das heißt, die gemessene Orientierung gibt keine Auskunft über die tatsächliche Orientierung des Kristalls, da die Bestimmung der Verdrehung des kristallografischen Gitters in Bezug auf das Tischkoordinatensystem geschieht, **Abschnitt 4.2.2.4**, und es keinen

bekannten Bezug zwischen Tischkoordinatensystem und spaltförmiger Fläche gibt. Das interessierende Ergebnis der EBSD-Messung ist aber, ob ein Orientierungsunterschied des kristallografischen Gitters entlang einer spaltförmigen Fläche nachweisbar ist. Da es keinen Orientierungsunterschied entlang der spaltförmigen Fläche gibt, ist diese Fläche ausschließlich einem Korn zuzuordnen. Diese Annahme wird mit **Bild 6-11b** bestätigt. Am Lehrstuhl für allgemeine Werkstoffwissenschaften der Universität Erlangen konnte mittels Focused Ion Beam-Technik (FIB) ein Schnitt durch Abtragen von Oberflächenschichten angefertigt werden. Dieser Schnitt verläuft durch einen Bereich, der von zwei spaltförmigen Flächen begrenzt ist. Auf der glatten Schnittfläche sind keine Kontrastunterschiede zu erkennen. Damit gehört die gesamte, durch zwei spaltförmige Flächen begrenzte Schnittfläche zu einem Korn. Daraus folgt, dass mit zwei unterschiedlichen Methoden an zwei unterschiedlichen Stellen bewiesen werden konnte, dass eine spaltförmige Fläche zu einem Korn gehört und sich nicht über mehrere Körner erstreckt.

Von der in **Bild 6-10** vorgestellten Probe wurde ein Längsschliff, wie in **Abschnitt 4.2.2.4** beschrieben, angefertigt. Hierfür wurde die Bruchfläche im REM derart vermessen, dass der Abstand zur Probenoberfläche, der abgearbeitet war, P_{a1} in **Bild 6-12a**, bestimmt wurde. Im Längsschliff wurde ein Bereich untersucht, der aus spaltförmigen Flächen besteht. Eine spaltförmige Fläche auf der Bruchfläche erscheint im Längsschliff als Gerade, da der Längsschliff einen Schnitt durch die spaltförmigen Flächen darstellt. In **Bild 6-12c** und **d** sind Nebenrisse zu erkennen. In beiden Teilbildern verläuft der Riss an der mit 1 gekennzeichneten Stelle interkristallin, also entlang einer Korngrenze. Der in Teilbild **a** mit 2 gekennzeichnete Rissverlauf beschreibt eine Gerade genau durch ein Korn. Dies ist auch für den Rissverlauf an der Stelle 3 im Teilbild **d** der Fall. Hier wird davon ausgegangen, dass diese Risse entlang einer spaltförmigen Fläche durch jeweils ein Korn verlaufen. Trifft der Riss auf die nächste Korngrenze und damit auf das daneben liegende Korn, dessen Orientierung unterschiedlich zu dem benachbarten Korn ist, so knickt der Riss ab. Im Bereich 3 des Teilbildes **c** ist der Rissverlauf nicht linienförmig bzw. entlang einer eindeutigen Geraden, sondern unregelmäßig. Er verläuft damit nicht entlang einer spaltförmigen Fläche. Im Bereich 2 des Teilbildes **d** ist ein um 90° abknickender Riss zu erkennen. Daraus ist ersichtlich, dass in dem hier gezeigten Fall der Riss innerhalb eines Kornes seine Richtung um 90° wechseln kann. Im rechten Winkel abknickende Nebenrisse konnten ebenfalls an der Probenoberfläche der Probe A12-49, **Bild E2-2**, und an der Probe A12-48, **Bild 6-6d**, nachgewiesen werden. Mit dem Verlauf der Nebenrisse konnte gezeigt werden, dass die spaltförmigen Flächen sowohl inter- als auch transkristallin verlaufen und innerhalb eines Kornes um einen Winkel von 90° abknicken können.

Mikrostruktur zyklisch beanspruchter Proben

Bild 6-13 zeigt TEM-Aufnahmen von zwei bei $\sigma_a = 120$ MPa zyklisch beanspruchten Proben. Eine Probe versagte bei einer Schwingspielzahl von $N = 5,54 \cdot 10^6$, die andere bei $N = 5,05 \cdot 10^6$. Die Entnahme der TEM-Proben fand in einem Abstand von ca. 3 mm zur Bruchfläche statt. Eine planare Versetzungsstruktur, **Bild 6-13a**, konnte nur in einem einzigen Korn nachgewiesen werden. Diese ist typisch für eine Legierung mit geordneten Ausscheidungen, [Chr91] vgl. **Abschnitt 2.2**. In allen anderen betrachteten Körnern der beiden TEM-Proben wurde die beispielhaft in **Bild 6-13b**, gezeigte Mikrostruktur vorgefunden. Es sind Versetzungen zu erkennen, die sich zwischen den Dispersoiden aufspannen. Die zur Festigkeitssteigerung beitragenden nadelförmigen Ausscheidungen, **Bild 5-12**, sind auf **Bild 6-13b** aufgrund geringerer Vergrößerung nicht zu erkennen. Mit [Chr91], vgl. **Abschnitt 2.2**, wird auch hier daraus geschlossen, dass diese Dispersoide die Versetzungen in ihren Bewegungen behindern. Es konnten keine in irgendeiner Form auf eine Regelmäßigkeit hindeutende Versetzungsanordnung gefunden werden. Das kann zum einen daran liegen, dass die Analyse von Versetzungen im TEM bei gleichzeitiger Anwesenheit von Teilchen schwierig ist. Nach [Chr91] führen die Spannungsfelder um die Ausscheidungen zu Verzerrungen in der Matrix, welche die durch die Versetzungen hervorgerufenen Gitterstörungen überlagert und evtl. überdeckt. Zum anderen kann es daran liegen, dass durch die niedrige zyklische Beanspruchung und das Festhalten der Versetzungen durch die Dispersoide, keine spezielle Versetzungsstruktur ausgebildet wurde. Für die Legie-

6 Ergebnisse zur Schwingfestigkeit, Fraktografie und Mikrostruktur

AlZnMgCu0,5 wird in [Chr91] auch bei sehr hohen plastischen Dehnungsamplituden von 0,5% keine Ausbildung eines Versetzungsnetzwerkes beobachtet. Weiterhin konnten keine von Versetzungen geschnittenen Ausscheidungen nachgewiesen werden.

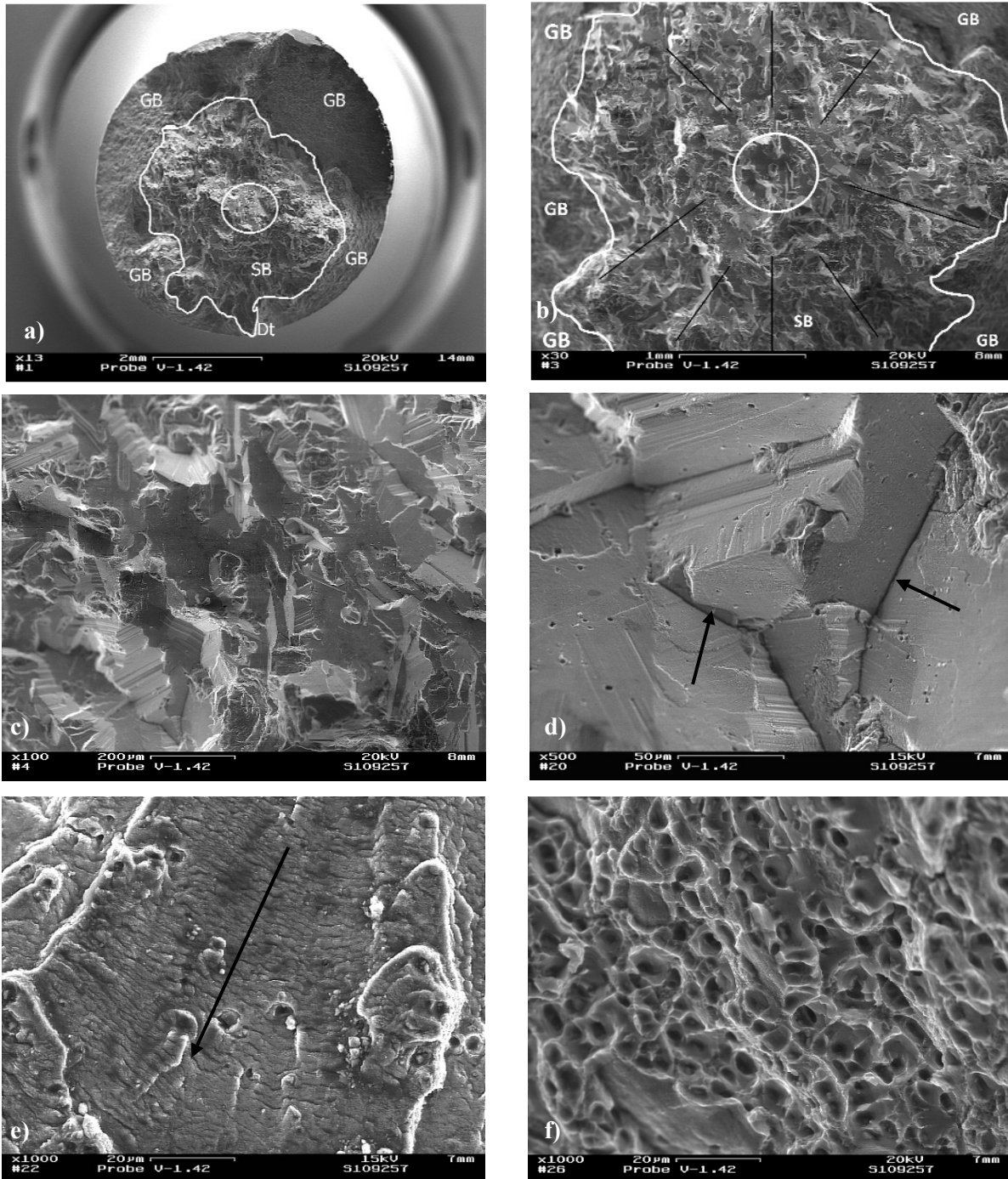


Bild 6-9: EN AW-6056-T6, Probe A12-42, $\sigma_a = 100 \text{ MPa}$, $N = 1,03 \cdot 10^8$, **a)** Übersicht mit Kennzeichnung: Rissausgangsbereichs (Kreis), Schwingbruchfläche (SB), Durchtritt der Schwingbruchfläche zur Oberfläche (Dt), Gewaltbruch (GB), **b)** Schwingbruchfläche (SB) mit sich anschließendem Gewaltbruch (GB), Bruchbahnen: schwarze Linien, Rissausgangsbereich: Kreis, **c)** Detail Rissausgangsbereich, bestehend aus spaltförmigen Flächen, **d)** Detail spaltförmige Flächen mit Korngrenzen (Pfeile), **e)** Detail (Dt) mit konkav gekrümmten Schwingstreifen, Rissrichtung ausgehend vom Krümmungsmittelpunkt, **f)** duktile Waben im (GB)

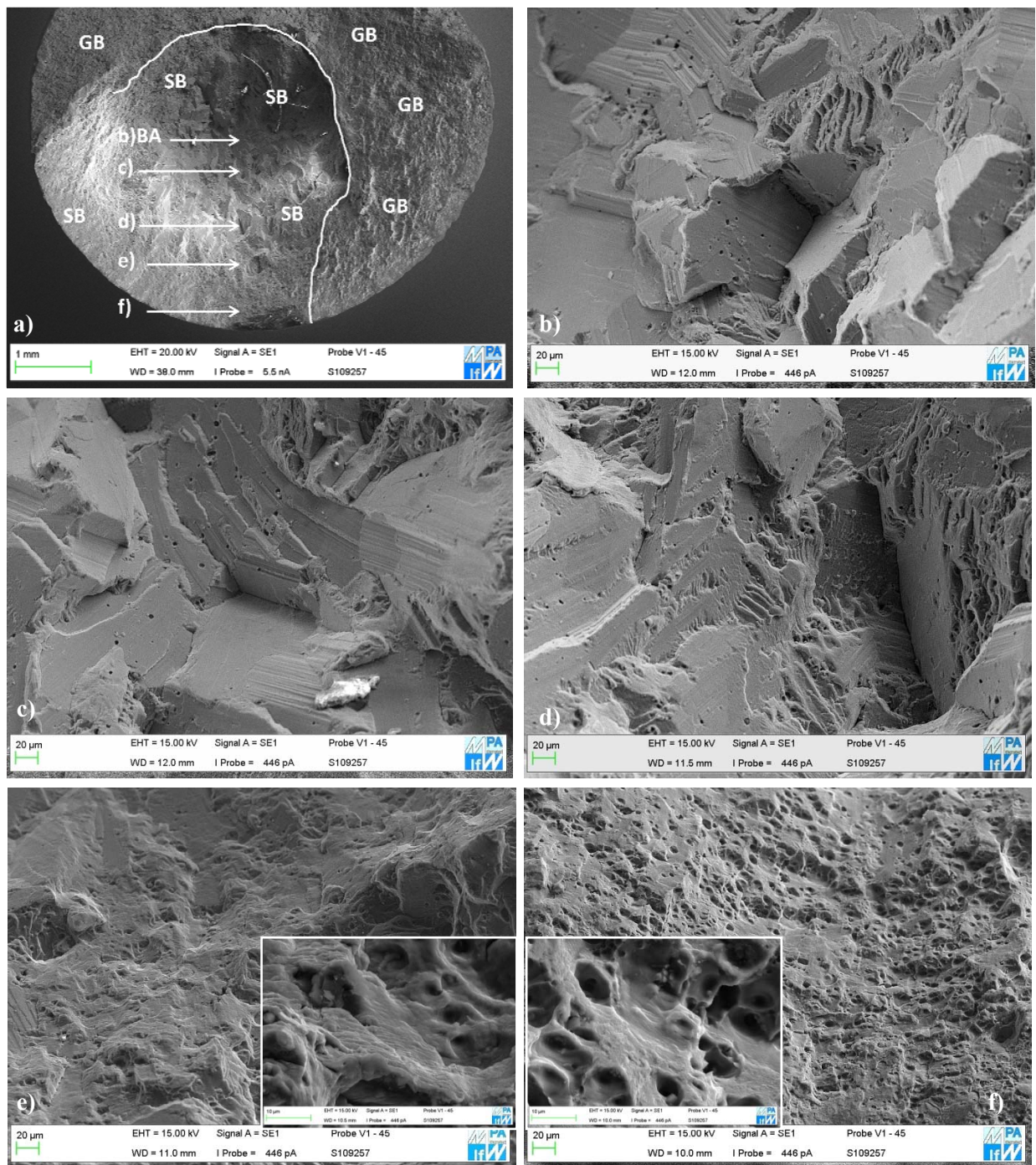


Bild 6-10: EN AW-6056-T6, Probe A12-45, $\sigma_a = 140$ MPa, $N = 7,67 \cdot 10^5$, **a)** Übersicht mit Kennzeichnung: Rissausbereich (RA), Schwingbruchfläche (SB), Gewaltbruch (GB), Detailaufnahmen des Rissverlaufs **b)** Detail RA (Die Mikrostruktur besteht fast ausschließlich aus spaltförmigen Flächen.) **c)** Detail im weiteren Rissverlauf (Die Mikrostruktur besteht fast ausschließlich aus spaltförmigen Flächen.) **d)** Detail im weiteren Rissverlauf (Die Mikrostruktur weist einen geringeren Anteil als in b) und c) an spaltförmigen Flächen auf.) **e)** Detail im weiteren Rissverlauf (Die Mikrostruktur weist wenige spaltförmige Flächen auf, es konnten Schwingstreifen nachgewiesen werden.) **f)** Detail im weiteren Rissverlauf (Die Mikrostruktur weist wenig spaltförmige Flächen auf, es konnten Schwingstreifen nachgewiesen werden.)

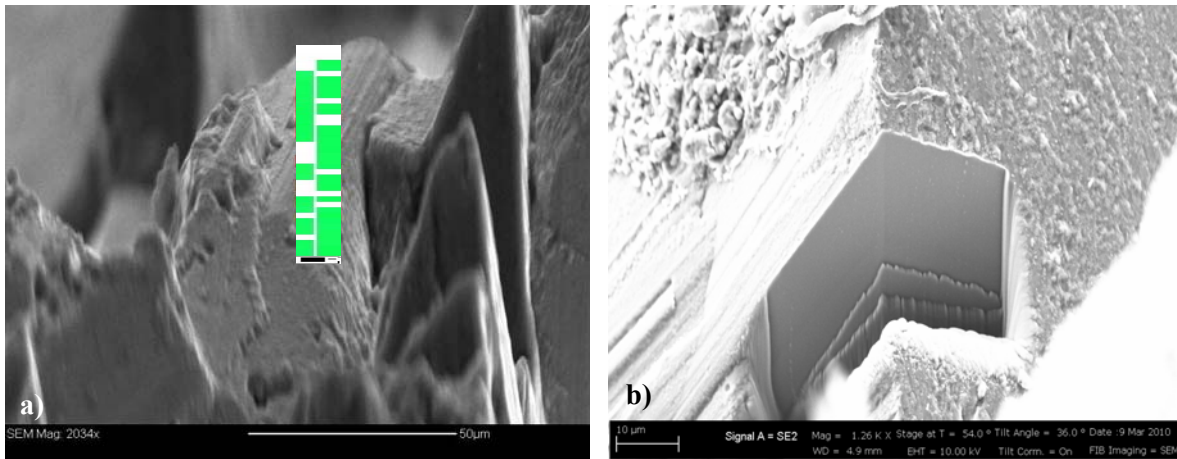


Bild 6-11: EN AW-6056-T6, Probe A12-42, $\sigma_a = 100$ MPa, $N = 1,03 \cdot 10^8$, **a)** Orientierung entlang einer spaltförmigen Fläche, die Orientierung ändert sich nicht entlang der spaltförmigen Fläche, **b)** FIB-Schnitt in ein Korn, dass von zwei spaltförmigen Flächen begrenzt ist, keine Kontrastunterschiede im Bereich des Schnittes, mit freundlicher Unterstützung von Herrn Dr. Höppel, Lehrstuhl für Werkstoffwissenschaften, Universität Erlangen

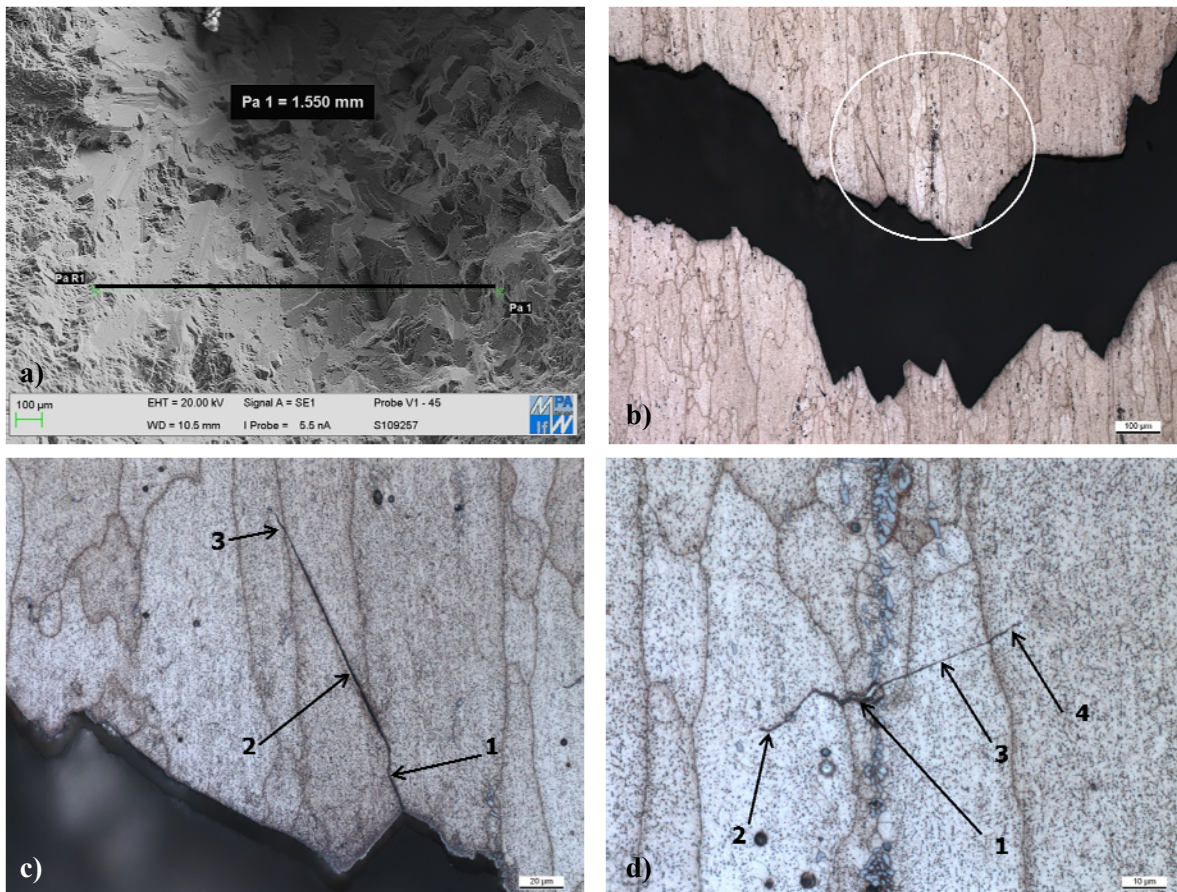


Bild 6-12: EN AW-6056-T6, Probe A12-45, $\sigma_a = 140$ MPa, $N = 7,67 \cdot 10^5$, **a)** Vermessung und Kennzeichnung der Schlifffebene zur metallografischen Zielpräparation, vgl. **Bild 4-10** im REM, **b)** Zielpräparation auf die in a) gekennzeichnete Ebene der miteinander verklebten Bruchflächen, Kreis: Detailaufnahmen in c) und d), **c)** Nebenriss, 1: entlang einer Korngrenze, 2: transkristalliner Verlauf in einer Geraden (Ebene) durch ein Korn, 3: Wachsen des Risses ins Nachbarkorn, Verlassen der Geraden aus 2, nicht linienförmig sondern unregelmäßig, **d)** 1: entlang einer Korngrenze, 2: transkristalliner Verlauf mit rechtwinkligem Abknicken innerhalb eines Kornes, 3: transkristalliner Verlauf in einer Geraden (Ebene) durch ein Korn, 4: Wachsen des Risses ins Nachbarkorn, verlassen der Geraden aus 3

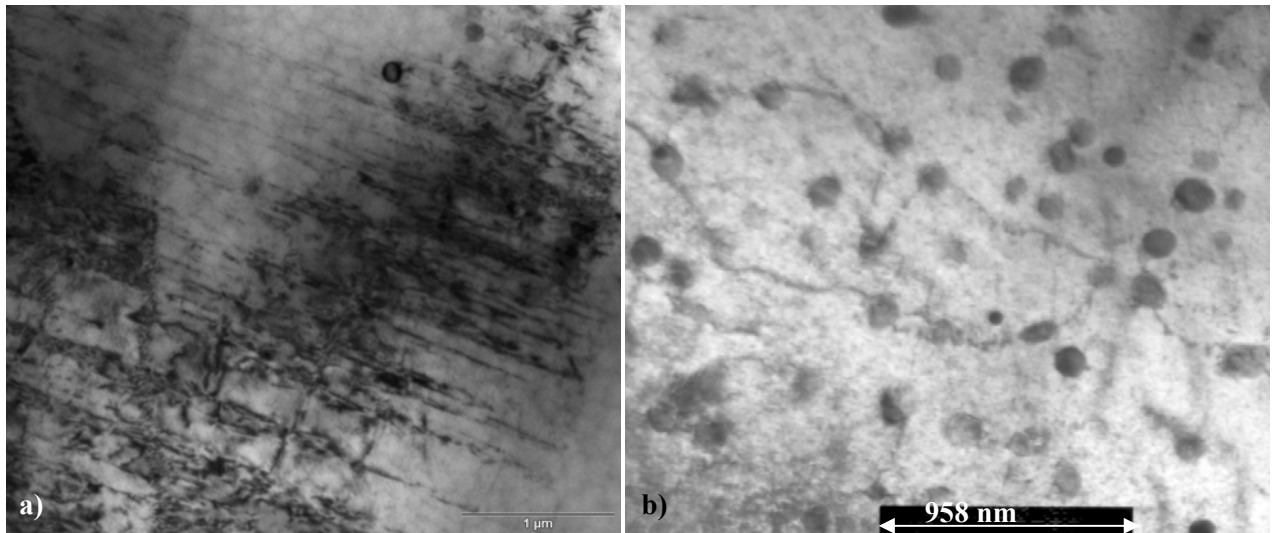


Bild 6-13: EN AW-6056-T6, zyklisch beanspruchte Probe **a)** Al2-47, $R = 0,1$, $\sigma_a = 120$ MPa, $N = 5,05 \cdot 10^6$, planare Versetzungsstruktur (Diese Versetzungsstruktur konnte nur in einem Korn nachgewiesen werden.) **b)** Al2-43, $R = 0,1$, $\sigma_a = 120$ MPa, $N = 5,54 \cdot 10^6$, Versetzungen, die sich zwischen den Dispersoiden aufspannen

Bestimmung der kristallografischen Orientierung der spaltförmigen Flächen

In **Bild 6-14a** und **b** sind eine Übersicht und ein Detail der Bruchfläche der Probe Al1-60 dargestellt. Diese Probe zeigt auch das typische fraktografische Erscheinungsbild bei Rissausgang vom Probeninnern mit einer großen Anzahl von spaltförmigen Flächen. Eine Vermutung ist, dass die spaltförmigen Flächen sich entlang spezieller, senkrecht aufeinander stehender Ebenen, des kristallografischen Gitters bilden bzw. hier Risswachstum erfolgt. Dies sind im kfz-Gitter die $\{100\}$ - und die $\{110\}$ -Ebenen. Diese Hypothese soll im Folgenden hinterfragt werden. Hierzu wurde ein Längsschliff durch den Bereich mit spaltförmigen Flächen angefertigt. Ursprünglich geplant war die Durchführung je einer EBSD-Messung der Bruchfläche und der Gegenbruchfläche, um den Anteil an trans- bzw. interkristallinem Risswachstum entlang von spaltförmigen Flächen abschätzen zu können. Die Bruchflächen sind hier, anders als bei der Probe Al2-45, nicht mit Sekundenkleber, sondern mit Leitsilber verklebt, damit eine ausreichende Leitfähigkeit der Probe für die REM-Untersuchungen gewährleistet ist. Dennoch war, bei der ersten Messung, die im **Anhang K** dargestellt ist, die Signalstärke bei der EBSD-Messung viel zu gering, um ein vollständiges Mapping zu erstellen. Die Messung lieferte nur punktweise Ergebnisse, **Bild K-1**. Allerdings konnten drei Messungen innerhalb eines Kornes, das spaltflächig versagte, zur weiteren Auswertung verwendet werden. Nach einem wiederholten Polieren des Längsschliffes konnte ein nahezu vollständiges EBSD-Mapping, **Bild 6-14d**, an einer anderen Stelle als in **Bild K-1**, angefertigt werden. Stelle 1 und 2 in **Bild 6-14d** und in **Bild K-1** bezeichnen zwei senkrecht zueinander stehende spaltförmige Flächen. Diese befinden sich innerhalb eines Kornes. Stelle 3 zeigt einen Nebenriss der vermutlich ebenfalls entlang einer spaltförmigen Fläche verläuft. Relevant für die weitere Berechnung sind die Winkel zwischen den spaltförmigen Flächen zur Ziehrichtung (ZR) bzw. zur Beanspruchungsrichtung der Probe. Die gemessenen Winkel sind in **Bild 6-14c** und in **Bild K-1c** dargestellt. Im Folgenden wird nun die rechnerische Überprüfung der ausgemessenen Winkel unter der Annahme aufgeführt, dass die spaltförmigen Flächen der $\{100\}$ - oder der $\{110\}$ -Ebenen des Kristalls entsprechen, die Ergebnisse sowie die Zwischenergebnisse sind in **Tabelle 6-2** dargestellt:

Die Drehmatrix $\underline{\underline{g}}$ dreht das probenfeste Koordinatensystem in das kristallfeste Koordinatensystem, [Hir84-2].

$$\underline{\underline{g}} = \begin{pmatrix} g_{11} & g_{12} & g_{13} \\ g_{21} & g_{22} & g_{23} \\ g_{31} & g_{32} & g_{33} \end{pmatrix} \quad (\text{Gl.6-2})$$

Die gebräuchlichste Darstellung der Eulerwinkel ist die von Bunge [Bun71] vorgeschlagene, vgl. **Bild 4-8**:

1. Rotation um φ_1 um die Z1-Achse
2. Rotation um ψ um die neue X1-Achse
3. Rotation um φ_2 um die neue Z1-Achse

Dabei sind die angegebenen Achsen die Basisvektoren Z1 und X1 des Probenkoordinatensystems, vgl. **Bild 4-8**. Die Koeffizienten g_{ij} können mit Hilfe der Eulerwinkel berechnet werden; hier die Koeffizienten g_{11} , g_{21} und g_{31} , da nur diese im nachfolgenden Rechengang Verwendung finden, [Hir84-2]:

$$\begin{aligned} g_{11} &= \cos\varphi_2 \cos\varphi_1 - \sin\varphi_2 \cos\psi \sin\varphi_1 \\ g_{21} &= -\sin\varphi_2 \cos\varphi_1 - \cos\varphi_2 \cos\psi \sin\varphi_1 \\ g_{31} &= \sin\psi \sin\varphi_1 \end{aligned} \quad (\text{Gl.6-3})$$

Die ganzzahligen Millerschen Indizes [uvw] beschreiben einen Vektor im Kristallkoordinatensystem der parallel zur Ziehrichtung ZR und damit zur Beanspruchungsrichtung liegt.

Die ganzzahligen Indizes (hkl) beschreiben den Vektor der Ebenennormalen der, im Falle eines Bleches, parallel zur Blechebenennormalen BN im Kristallkoordinatensystem liegt. Die Indizes [qrs] beschreiben einen Vektor der, im Falle eines Bleches, parallel zur Querrichtung liegt und senkrecht zu (hkl) und [uvw] ist.

Die Orientierungsmatrix $\underline{\underline{g}}$ lässt sich mit Hilfe der Millerschen Indizes wie folgt schreiben, [Hir84-2]:

$$\underline{\underline{g}} = \begin{pmatrix} u/N_1 & q/N_2 & h/N_3 \\ v/N_1 & r/N_2 & k/N_3 \\ w/N_1 & s/N_2 & l/N_3 \end{pmatrix} \quad (\text{Gl.6-4})$$

$$(N_i \text{ normiert auf Einheitsvektoren: z.B. } N_1 = \sqrt{u^2 + v^2 + w^2}) \quad (\text{Gl.6-5})$$

Nun können die Koeffizienten g_{11} , g_{21} und g_{31} aus den gemessenen Eulerwinkeln berechnet werden, (Gl.6-3). Die ganzzahligen Indizes [uvw] wurden zum einen aus den Koeffizienten g_{11} , g_{21} und g_{31} abgeschätzt und zum anderen mit der Auswertesoftware hkl, vgl. **Abschnitt 4.2**, bestimmt.

Die Richtung [uvw] im Kristallkoordinatensystem liegt parallel zur Ziehrichtung des Drahtes. Die Hypothese, die es zu überprüfen gilt, ist, dass eine der {100}- bzw. {110}-Ebenen dem in **Bild 6-14** und in **Bild K-1** gekennzeichneten Rissverlauf (spaltförmige Fläche) entspricht. Zur Bestätigung der Annahme muss der gemessene Winkel zwischen der spaltförmigen Fläche dem mit

$$\cos\alpha_{\text{berechnet}} = \frac{\begin{pmatrix} u \\ v \\ w \end{pmatrix} \cdot \begin{pmatrix} x \\ y \\ z \end{pmatrix}}{\sqrt{N_1} \cdot \sqrt{x^2 + y^2 + z^2}} \quad (\text{Gl.6-6})$$

berechneten zwischen der [uvw]-Richtung und einer <100>-bzw. <110>-Richtung entsprechen. Im kubischen System entspricht die <100>-bzw. die <110>-Richtung der Ebenennormale von {100}- bzw. {110}-Ebenen. Durch Ausprobieren wird die spezielle Richtung [xyz] aus der Gruppe der äquivalenten <100>-

bzw. $\langle 110 \rangle$ -Richtungen gefunden. Für die Stelle 1 und 2 aus **Bild 6-14c** sind dies die $[-110]$ - und die $[110]$ -Richtung.

Im Fall der Stellen 1, 2 und 3 aus **Bild 6-14c** sind die berechneten und die gemessenen Winkel vergleichbar. Damit entsprechen die spaltförmigen Flächen den $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters. An den Stellen 1 und 2 aus **Bild K-1** stellt sich dieser Sachverhalt nicht so eindeutig dar. Hier können die spaltförmigen Flächen entweder den $\{110\}$ oder auch den $\{100\}$ kristallografischen Ebenen entsprechen.

Damit wurde gezeigt, dass im zweidimensionalen Fall des Längsschliffes die hierbei entstandenen Schnittgeraden der spaltförmigen Flächen im Wesentlichen den $\{110\}$ -Ebenen entsprechen. Nicht berücksichtigt wurde die räumliche Lage der spaltförmigen Fläche, also die Verkipfung zur Probennormalen (Z_0).

Diese Übereinstimmung der berechneten und tatsächlich entstehenden Winkel zwischen der Ziehrichtung der Probe und der spaltförmigen Flächen wird als entscheidender Hinweis gewertet, dass die spaltförmigen Flächen entlang der $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters verlaufen.

Tabelle 6-2: EN AW-6056-T6, Eulerwinkel φ_1 , ψ , φ_2 der EBSD-Messpunkte aus **Bild 6-14** und **Bild K-1** (**Anhang K**) sowie daraus berechnete Winkel (α_{ber}) zwischen der Ziehrichtung (ZR) des Drahtes und der gewählten kristallografischen Ebene im Vergleich zu den gemessenen Winkeln (α_{gem}) zwischen der Ziehrichtung des Drahtes und der spaltförmigen Fläche, g_{11} , g_{21} , g_{31} : aus Gl.6-2 u. 6-3

Messort/ aus Bild	1/ Bild 6-14	2/ Bild 6-14	3/ Bild 6-14	1/ Bild K-1		2/ Bild K-1	
φ_1 [°]	238,2	248,4	342,3	222,2		222,2	
ψ [°]	6,4	7,4	20,5	37		37	
φ_2 [°]	64	54,4	43,7	59,8		59,8	
g_{11}	0,53	0,54	0,89	0,09		0,09	
g_{21}	0,84	0,84	-0,45	0,91		0,91	
g_{31}	-0,09	-0,12	-0,11	-0,40		-0,40	
$[uvw]_1$ abgeschätzt aus g_{11} , g_{21} , g_{31}	[58-1]	[57-1]	[6-3-1]	[19-4]		[19-4]	
$[uvw]_2$ Angabe aus hkl-software (REM)	[46-1]	[46-1]	[6-3-1]	[16-3]		[16-3]	
$\Delta [uvw]_1$ zu $[uvw]_2$ [°]	2,5	2,2	0	3,7		3,7	
Gewählte Ebenennormale	$[-110]$	$[110]$	$[1-10]$	$[010]$	$[01-1]$	$[001]$	$[0-1-1]$
α_{ber} [°]	78,8	13,8	20,2	24,6	21,8	113,8	110,9
α_{gem} [°]	78	12	19	25	25	115	115

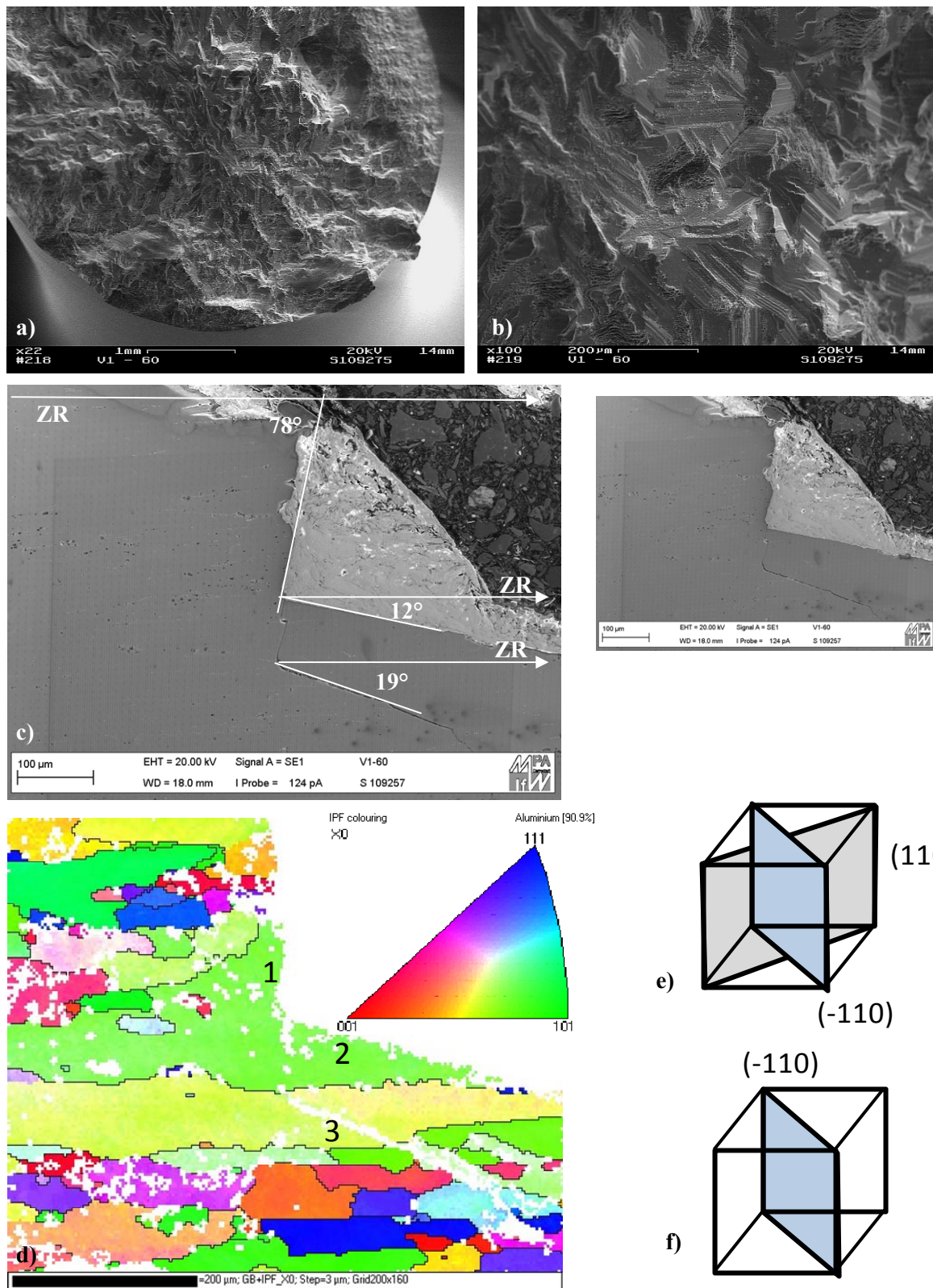


Bild 6-14: EN AW-6056-T6, Probel-60, $\sigma_a = 100$ MPa, $N = 2,25 \cdot 10^8$ $R = -1$, **a)** Übersicht des Rissausgangs vom Probeninneren, **b)** Detail Rissausgangsbereich: spaltförmige Flächen, **c)** Zielpräparation auf den Rissausgangsbereich, spaltförmige Flächen erscheinen als gerade Linien, ausgemessene Winkel zwischen Riss und Ziehrichtung ZR des Drahtes bzw. Beanspruchungsrichtung der Probe, **d)** gleiche Aufnahme wie in c) nur ohne eingezeichnete Winkel, **e)** EBSD-Messung des Bereiches aus c), mit Farbskala (inverse Polfigur) **f)** Berechnete kristallografische Ebenen für die Stellen 1 (-110) und 2 (110) aus d), **g)** Berechnete kristallografische Ebene für die Stelle 3 (-110) aus d)

6.1.2 Schwach gekerbte Proben

6.1.2.1 Gedrehte Proben

Die Schwingfestigkeit der schwach gekerbten Proben mit gedrehter Oberfläche nimmt nach einem Abknickpunkt bei $N_k = 2,9 \cdot 10^5$ mit der Neigung $k^* = 20$ weiterhin deutlich ab, **Bild 6-15**. Die Schwingfestigkeitsabnahme ist im Vergleich zu den glatten Proben geringer – also ist die Neigung der Wöhlerlinie flacher. Die nach [FKM03] abgeschätzte Wöhlerlinie für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{ii} = 97,5\%$ ist im gesamten Schwingspielzahlbereich konservativ gegenüber den im Experiment bestimmten Schwingfestigkeitsdaten sowie gegenüber der daraus ermittelten 97,5%igen Überlebenswahrscheinlichkeit. Im VHCF Bereich versagten 5 von insgesamt 9 Proben aller im Übergangsgebiet geprüften. Der Riss geht bei allen Proben unabhängig von der Spannungsamplitude bzw. der erreichten Bruchschwingspielzahl von der Oberfläche aus, **Bild 6-16**. Die Bruchmikrostruktur der Schwingbruchfläche ist - im Gegensatz zu den glatten Proben dieser Legierung - im Wesentlichen gefiedert. Direkt am Rissausgang ist eine spaltförmige Fläche zu erkennen. Daraus folgt, dass die Rissbildung auch hier mikrostrukturell orientiert ist. Die Rissausgänge von der Oberfläche sind trotz der, durch das Drehen direkt an der Oberfläche herrschenden Druckeigenspannungen, vgl. **Abschnitt 4.1.3**, durch die Spannungsüberhöhung im Kerbgrund zu erklären.

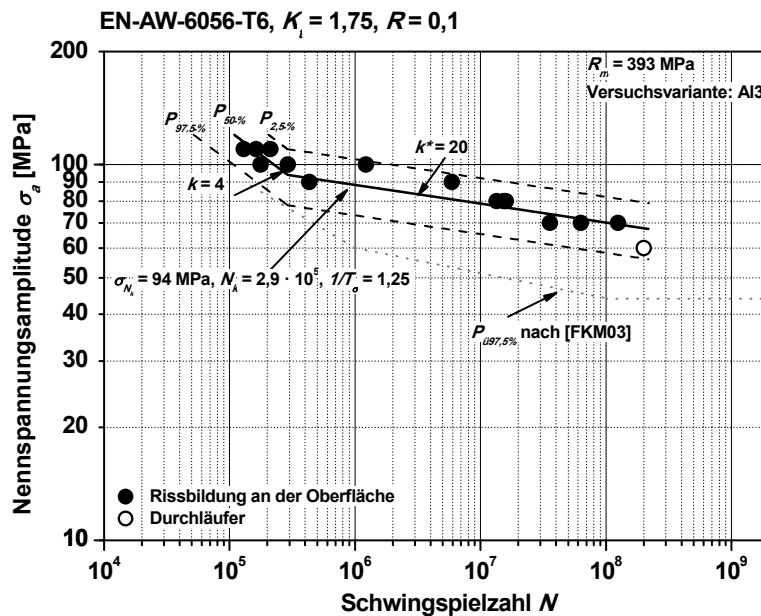


Bild 6-15: EN AW-6056-T6, Schwingfestigkeitsdiagramm der schwach gekerbten Proben mit gedrehter Oberfläche

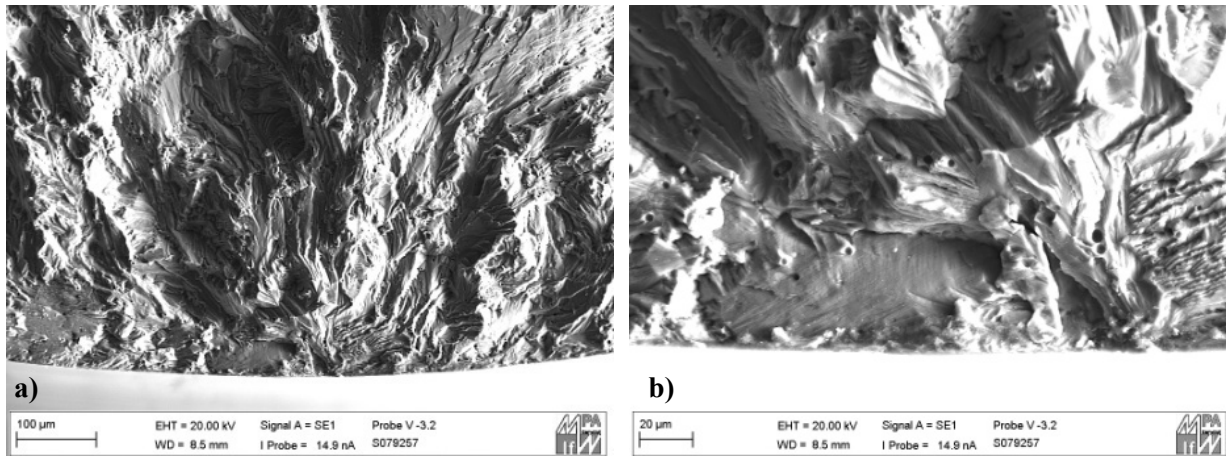


Bild 6-16: EN AW-6056-T6, schwach gekerbte Probe mit gedrehter Oberfläche, Probe A13-2, $\sigma_a = 70 \text{ MPa}$, $N = 1,25 \cdot 10^8$, **a)** Detail Rissausgang von der Oberfläche, gefiederte Bruchmikrostruktur; **b)** einzelne spaltförmige Fläche im Rissausgang

6.1.2.2 Kugelgestrahlte Proben

Bei den schwach gekerbten Proben mit kugelgestrahlter Oberfläche treten nach Schwingspielzahlen $N = 2 \cdot 10^6$ keine Brüche mehr auf, **Bild 6-17**. Die Annahme eines horizontalen Verlaufs der Wöhlerlinie, also einer Dauerfestigkeit im untersuchten Schwingspielzahlbereich, scheint hier angemessen und wurde durch die Vorgehensweise bei der Auswertung, vgl. **Abschnitt 4.1.4**, bestätigt. Allerdings ist die Schwingfestigkeit der kugelgestrahlten, schwach gekerbten Proben entgegen der Erwartungen niedriger als bei den gedrehten, schwach gekerbten Proben, vgl. **Abschnitt 6.1.2.1**. Dies zeigt sich auch im Vergleich mit der Abschätzung nach [FKM03]: Die unter der Berücksichtigung des Kugelstrahlens abgeschätzte Zeitfestigkeit ist nicht konservativ gegenüber den Versuchsergebnissen. Ein Erklärungsversuch wird im Folgenden anhand der fraktografischen Untersuchung und der Eigenspannungsmessungen unternommen. Der Riss geht bei allen Proben, trotz eingebrachter Druckeigenspannungen in einer Höhe von - 40 bis - 120 MPa, von der Oberfläche aus, **Bild 6-17**, und zwar von durch das Kugelstrahlen entstandenen kleinen Mulden. Bei hinreichend hohen Druckeigenspannungen läge ein Rissausgang unterhalb der Probenoberfläche erwartungsgemäß im Zugeigenspannungsbereich. Die Bruchmikrostruktur des Schwingbruchs ist gefiedert. Direkt am Rissausgang sind keine spaltförmigen Flächen zu erkennen. Die im Vergleich zu den gedrehten, schwach gekerbten Proben eher niedrigere Schwingfestigkeit, kann daher durch die nicht wesentlich höheren Druckeigenspannungen an der Oberfläche sowie durch die eingebrachten kleinen Mulden, die hier als zusätzliche Kerbe wirken, erklärt werden.

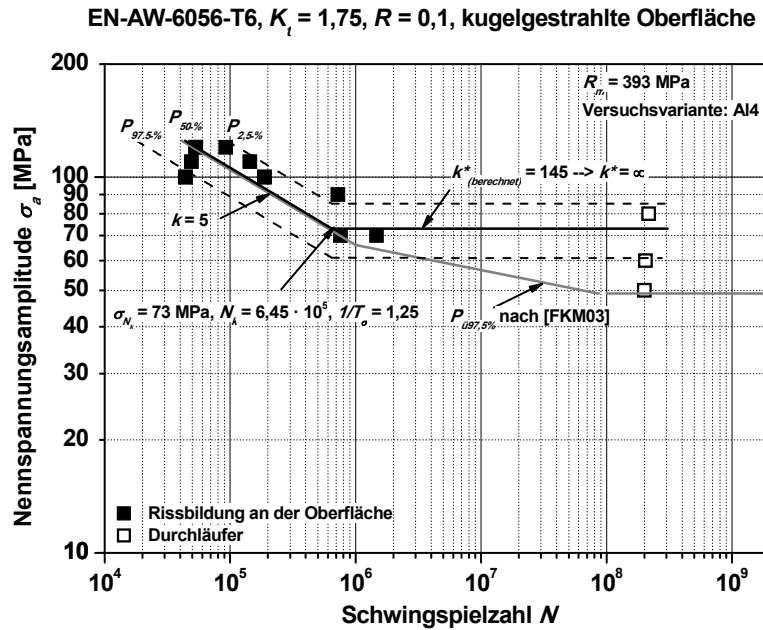


Bild 6-17: EN AW-6056-T6, Schwingfestigkeitsdiagramm der schwach gekerbten Proben mit kugelgestrahlter Oberfläche

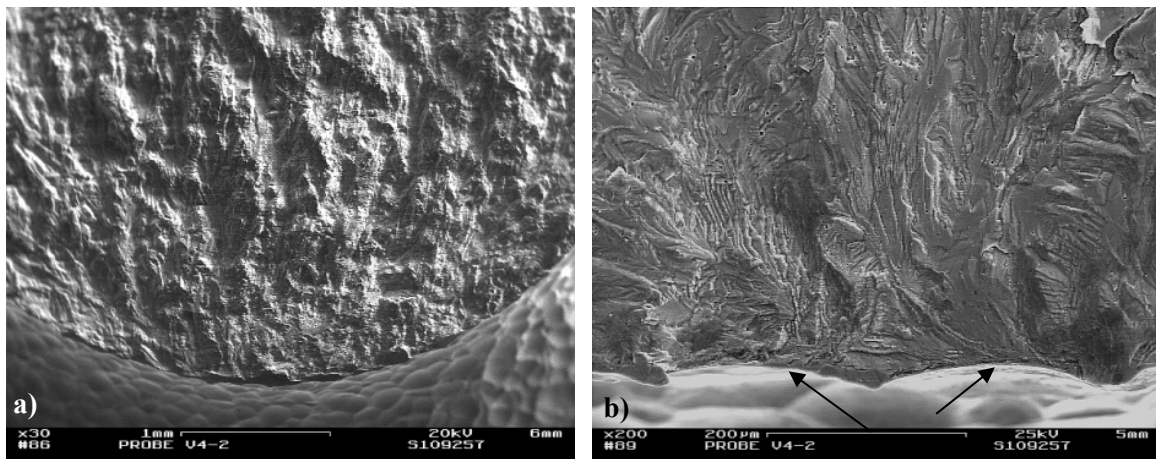


Bild 6-18: EN AW-6056-T6, schwach gekerbte Probe mit kugelgestrahlter Oberfläche, Probe Al4-2, $\sigma_a = 70 \text{ MPa}$, $N_B = 7,56 \cdot 10^5$, **a)** Rissausgang von der Oberfläche in leicht verkippter Probenansicht, gefiederte Bruchmikrostruktur, **b)** Detail Rissausgang und Probenoberfläche in leicht verkippter Probenansicht, Riss geht von zwei kleinen Mulden des Kugelstrahlens aus (Pfeile), es existieren keine spaltförmigen Flächen

6.1.3 Stark gekerbte Proben

Als Beispiel für stark gekerbte, bauteilähnliche Proben wurden bei dieser Arbeit Aluminiumschrauben M10 untersucht. Die Kerbformzahl K_t wurde für Schrauben M10 in [Wut07] zu $K_t = 4,7$ und in [Schn10-2] zu $K_t = 5,2$ berechnet. Die Aluminiumschrauben M10 lagen in den beiden unterschiedlichen Fertigungsverfahren schlusswärmebehandelt und schlussgewalzt vor, **Abschnitt 5.2.6**.

6.1.3.1 Schlusswärmebehandelte Schrauben

Die Schwingfestigkeit der schlusswärmebehandelten Schrauben nimmt ab einer Spannungsamplitude von 16 MPa bei einer Knickschwingspielzahl von $N_K = 5,37 \cdot 10^6$ stetig ab, **Bild 6-19**. Es treten vier Brüche bei Schwingspielzahlen größer als $N = 10^7$ auf. Diese wären bei der in der industriellen Praxis üblichen

Schraubenprüfung bis Schwingspielzahlen von $N = 5 \cdot 10^6$ oder 10^7 als Durchläufer gewertet worden. Die Auswertung der in **Bild 6-19** dargestellten Schwingfestigkeitsdaten erfolgte nach **Abschnitt 4.1.4**. Zusätzlich wurde eine Auswertung nach dem $\arcsin\sqrt{p}$ -Verfahren [Den75, Den89] mit der Grenzschningspielzahl von $N = 10^7$ durchgeführt; die hieraus ermittelte Schwingfestigkeit beträgt 16 MPa. Allerdings erfolgt die Schraubenprüfung in der industriellen Praxis überwiegend bei einem wesentlich höheren R -Verhältnis. Die Schwingfestigkeit von Schrauben weist im Allgemeinen keine Mittelspannungsabhängigkeit auf [Klo07]. Bei Untersuchungen mit $\sigma_m = 0,7 \cdot R_m$ in [Arz04] an Schrauben M10 der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056 in Kombination mit Aluminiummuttern wurde eine Schwingfestigkeit von 20 MPa, bezogen auf den Kernquerschnitt bei einer Grenzschningspielzahl von $N = 10^7$, ermittelt. Dies ergibt eine Schwingfestigkeit von 18 MPa bezogen auf den Spannungsquerschnitt. Weiterhin wurde in [Arz04] der Einfluss des Mutterwerkstoffes auf die Schwingfestigkeit untersucht, allerdings an schlussgewalzten Schrauben. Die Schwingfestigkeit der Aluminiumschrauben in Kombination mit einer Stahlmutter weist etwas geringere Werte auf als in Kombination mit einer Aluminiummutter. Damit kann der geringe Unterschied der von [Arz04] ermittelten Schwingfestigkeit von 18 MPa und der in dieser Arbeit ermittelte Wert von 16 MPa bei einer Grenzschningspielzahl von $N = 10^7$ erklärt werden - unter Berücksichtigung der oben erwähnten Mittelspannungsunabhängigkeit der Schwingfestigkeit bei Schrauben. Weiterhin wird in [Arz04] festgestellt, dass die Schwingfestigkeitswerte bezogen auf die Zugfestigkeit für Aluminiumschrauben 5 % bis 7 % betragen und damit etwas geringer sind als die für Stahlschrauben (10 %) [Klo07]. Der hier ermittelte Wert von 16 MPa bei einer Grenzschningspielzahl von $N = 10^7$, also durch Nichtberücksichtigen der Brüche bei Schwingspielzahlen $N > 10^7$, beträgt 4 %. Der hier ermittelte Schwingfestigkeitswert unter Berücksichtigung aller Brüche von 13 MPa beträgt nur 3 % von der Zugfestigkeit des Materials. Damit liegt die relative Schwingfestigkeit bei hohen Schwingspielzahlen deutlich niedriger als in [Arz04] und [Klo07] angenommen. In [VW 604] aus [Arz04] wird eine Mindestschwingfestigkeit für Schrauben aus der Legierung EN AW-6056 von 13 MPa gefordert; dieser Wert wird hier gerade so erreicht. Es treten vier „späte“ Brüche bei einer Spannungsamplitude von 14 MPa auf. Bei glatten Proben aus Aluminium ist ein deutlicher Abfall der Schwingfestigkeit bei hohen Schwingspielzahlen bekannt. Er wurde auch hier nachgewiesen und bei den gekerbten ebenfalls bestätigt. Damit liegt die Vermutung nahe, dass die bei Schwingspielzahlen von $N = 2$ bis $3 \cdot 10^8$ nicht gebrochenen Proben bei noch höheren Schwingspielzahlen durchaus versagen könnten.

In [Schn10-1] und [Schn10-2] wurden unter anderem Untersuchungen an Stahlschrauben durchgeführt: Hier verschiebt sich die Knickschningspielzahl zu höheren Werten, je niedriger der Werkstoff und je niedriger die Mittelspannung ist. Für eine Stahlschraube der Festigkeitsklasse 5.6 bei $R = 0,1$ ergibt sich in [Schn10-1] eine Knickschningspielzahl von rund $N = 10^7$. Auch bei den hier ermittelten Schwingfestigkeitsergebnissen liegt der Abknickpunkt bei relativ hohen Schwingspielzahlen ($N_k = 6 \cdot 10^6$).

Ein Vergleich der hier ermittelten Schwingfestigkeitsergebnisse mit der Abschätzung nach [FKM03], im Gegensatz zu den glatten und schwach gekerbten Proben wurde nicht vorgenommen. Schrauben sind explizit aus dem Gültigkeitsbereich der [FKM03] ausgeklammert.

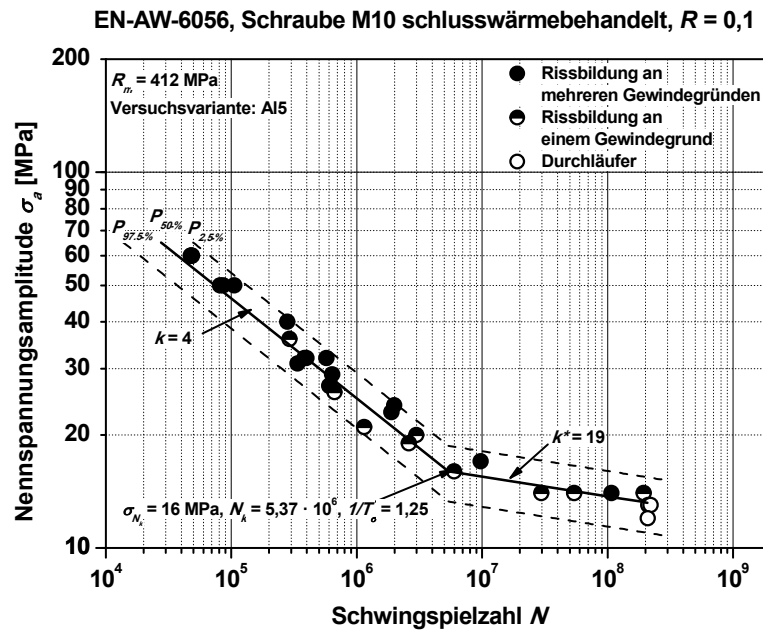


Bild 6-19: EN AW-6056-T6, Schwingfestigkeitsdiagramm der schlusswärmebehandelten Schrauben (Die Nennspannungsamplitude ist bezogen auf den Spannungsquerschnitt (A_s) der Schraube.)

Bei den zyklisch beanspruchten schlusswärmebehandelten Schrauben treten zwei verschiedene Arten von Bruchflächen auf. Tendenziell geht das Versagen bei hohen Spannungsamplituden von mehreren Positionen in unterschiedlichen Gewindegängen im verschraubten Bereich aus, **Bild 6-20**. Bei niedrigen Spannungsamplituden beginnt das Versagen, mit Ausnahme von zwei Brüchen, von einem einzigen Gewindegang bzw. Rissausgang, **Bild 6-21**. Erwartungsgemäß sollte die Schraube von dem Ort mit der höchsten Spannungskonzentration aus versagen. Das ist für Schrauben der Gewindegrund des ersten tragenden Gewindegangs, **Bild 6-22** [Klo07]. Die hier existierende Spannungsüberhöhung resultiert aus der Kerbwirkung des Gewindes. Diese wird zusätzlich dadurch erhöht, dass die Schraubenkraft in die Mutterauflagerfläche umgeleitet wird [Klo07] und somit der Übergang von Schraube zu Mutter als zusätzliche geometrische Kerbe wirkt. Dies tritt allerdings nur ein, wenn das Schraubengewinde am Muttergewinde anliegt. Das ist dann der Fall, wenn ein partielles Nichtanliegen, bedingt durch Geometrietoleranzen, durch plastisches Fließen aufgrund des Aufbringens einer hohen Mittelspannung, verringert wird. Das Versagen, ausgehend vom ersten tragenden Gewindegang bei zyklischer Beanspruchung, wird so auch für hohe Mittelspannungen in [Schn10-2] bestätigt. Für niedrige Mittelspannungen, wie bei $R = 0,1$, wurden u.a. in [Schn10-2] und [Dün99] ebenfalls mehrere Rissausgänge in unterschiedlichen Gewindegängen beobachtet. Im Gegensatz zu der Schwingfestigkeit scheint hier das Versagensverhalten der Schraube eine Abhängigkeit von der Mittelspannung zu zeigen. Als maßgebliche Ursache hierzu wurde in [Sch10-2] gezeigt, dass sich Geometrietoleranzen in der Schraube-Mutter-Verbindung bei niedrigen Mittelspannungen im Vergleich zu hohen Mittelspannungen wesentlich deutlicher auswirken. Bei niedriger Mittelspannung kann es nicht zur plastischen Umlagerung der Orte der Spannungsspitzen kommen. Das bedeutet, nicht jeder - und vor allem nicht unbedingt der erste tragende Gewindegang - liegt komplett an der Mutter an, sondern, unterschiedliche Stellen des gepaarten Gewindes. An diesen Stellen tritt nun die maximale Spannungskonzentration auf und damit auch der Rissausgang. Weiterhin treten die unterschiedlichen Rissausgänge nicht gleichzeitig auf, sondern zeitversetzt. Durch das Vorhandensein bzw. durch das Öffnen benachbarter Anrisse könnte es zu einer Umlagerung der Stellen kommen, an denen das Muttergewinde auch tatsächlich an dem Schraubengewinde anliegt. Damit entstehen neue Stellen mit maximaler Spannungskonzentration. Hier kann sich nun zeitversetzt, also bei höheren Schwingspielen einsetzend, ein weiterer Anriss bilden. Dies ist in **Bild 6-20b** zu erkennen. Bei Punkt C tritt - im Schraubeninneren an einer durch das Zusammenwachsen von Anriss A und B entstandenen Kante - ein weiterer Anriss auf.

Ungeklärt bleibt allerdings die Tatsache, dass es tendenziell bei niedrigen Spannungsamplituden nur zu einem Rissausgang im Gewindegrund kommt, allerdings nicht immer im ersten tragenden Gewindegang. Auch hier gibt es, wie oben beschrieben, bedingt durch die Geometrietoleranzen und die niedrigen Mittelspannungen, verschiedene Stellen, an denen das Schraubengewinde an dem Muttergewinde anliegt. An einer dieser Stellen ist die Spannungskonzentration maximal: Es kann sich ein Anriss bilden. Nun sind die Spannungsamplituden im Vergleich zum Zeitfestigkeitsbereich allerdings deutlich kleiner; somit kommt es nicht zu einer Umlagerung der Stellen, an denen das Muttergewinde auch tatsächlich an dem Schraubengewinde anliegt. Die Spannungskonzentration ist weiterhin an dem sich gebildeten Anriss maximal, und dieser wächst annähernd über den gesamten Schraubenquerschnitt; die duktile Restbruchfläche ist klein.

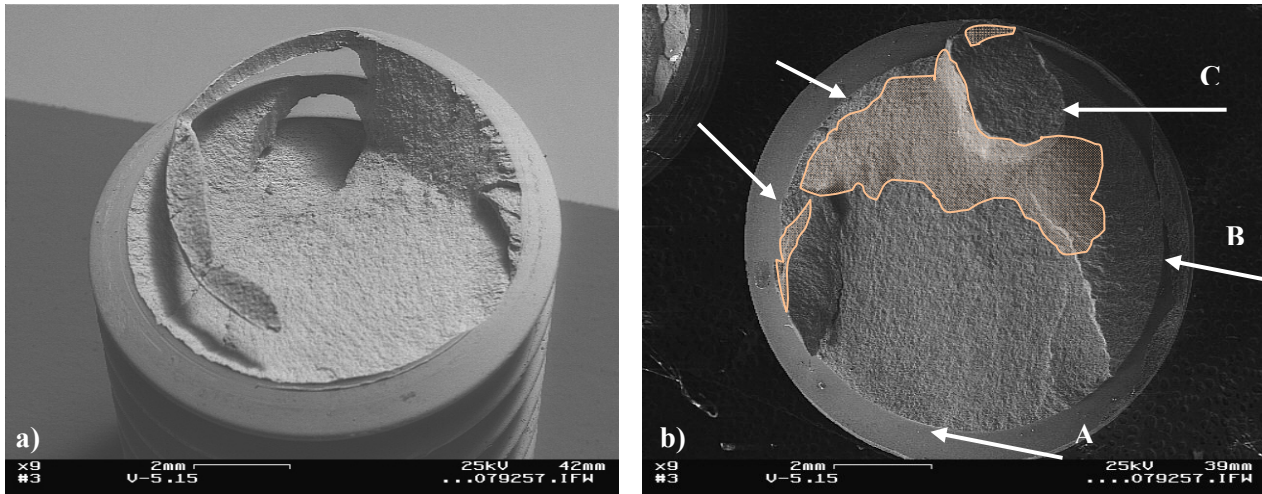


Bild 6-20: EN AW-6056-T6, Schraube M10 schlusswärmebehandelt Probe V5-15 σ_a (bez. auf A_s) = 29 MPa, $N = 6,37 \cdot 10^5$ **a)** und **b)** Bruch- und Gegenbruchfläche; mehrere Rissausgänge in unterschiedlichen Ebenen (Pfeile), markierte Bereiche: Restbruch, wabenförmige Bruchmikrostruktur

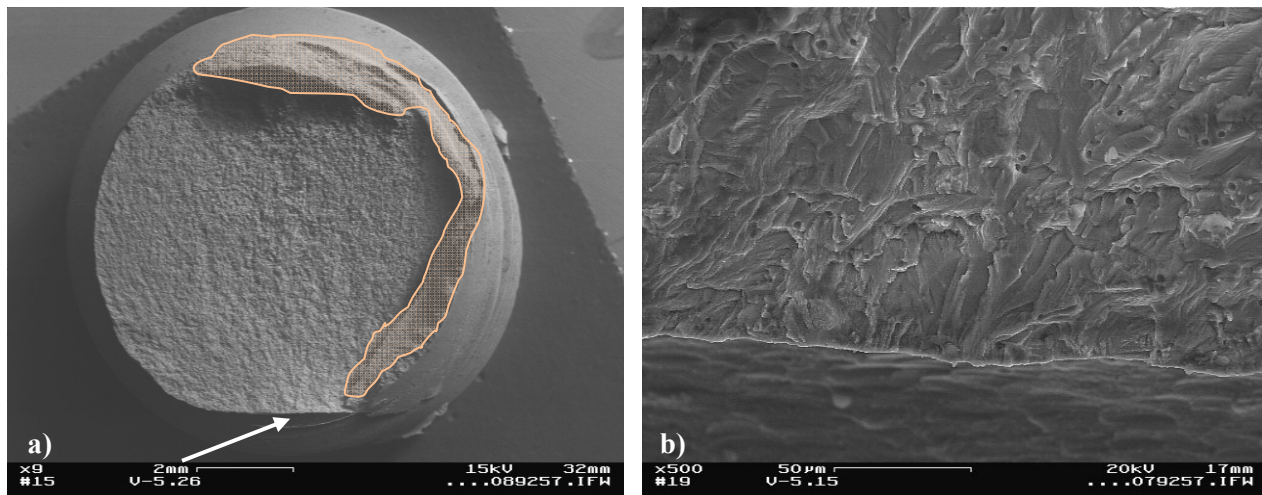


Bild 6-21: EN AW-6056-T6, Schraube M10 schlusswärmebehandelt Probe V5-26 σ_a (bez. auf A_s) = 16 MPa, $N = 1,94 \cdot 10^8$ **a)** ein Rissausgang (Pfeil), markierter Bereich: Restbruch, der Schwingungsriß verläuft noch unterhalb der Restbruchfläche, **b)** gefiederte Bruchmikrostruktur im Rissausgangsbereich

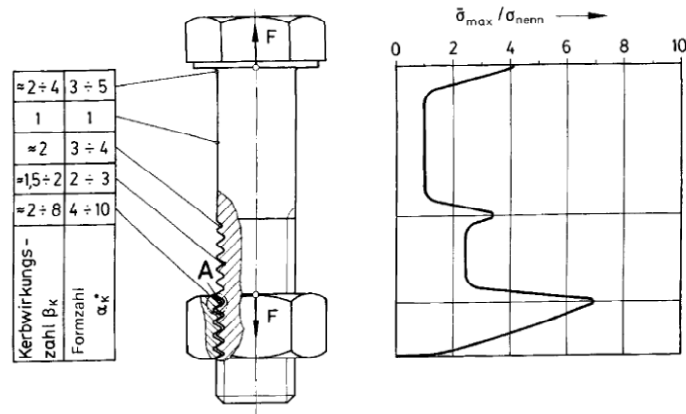


Bild 6-22: Spannungsverteilung in einer Schrauben-Mutter Verbindung [Klo07]

6.1.3.2 Schlussgewalzte Schrauben

Die Schwingfestigkeitsergebnisse der schlussgewalzten Schrauben zeigen eine dreifach höhere Schwingfestigkeit als die der schlusswärmebehandelten. Nach [Klo07] beruht die Verbesserung der Schwingfestigkeit schlussgewalzter Gewinde in erster Linie auf den bei der Fertigung induzierten Druckeigenspannungen in der Randzone.

Die Schwingfestigkeitsergebnisse der schlussgewalzten Schrauben streuen im VHCF-Bereich wesentlich mehr als bei den schlusswärmebehandelten Schrauben. Die Ursache hierzu wird in dem Auftreten von unterschiedlichen Orten der Rissbildung gesehen. Die Mehrzahl der Schrauben versagt innerhalb des gepaarten Gewindes, einige aber auch ausgehend vom Übergang zwischen Kopf zum Schaft. Hierzu wird eine Erklärung bei den Überlegungen zur Fraktografie und Mikrostruktur geliefert. Nach der in **Ab-schnitt 4.1.4** beschriebenen Vorgehensweise zur Auswertung der Schwingfestigkeitsdaten kann die Annahme eines horizontalen Verlaufs im untersuchten Schwingzahlbereich als gerechtfertigt angesehen werden. Damit scheinen, wie bei den schwach gekerbten, kugelgestrahlten Proben, Druckeigenspannungen einen horizontalen Verlauf der Wöhlerlinie zu begünstigen.

Die Schwingfestigkeitsuntersuchungen wurden bei niedriger Mittelspannung ($R = 0,1$) durchgeführt, um einen Vergleich der glatten, schwach gekerbten und stark gekerbten Proben zu ermöglichen. Allerdings wird die Prüfung bei niedrigen Mittelspannungen in der industriellen Praxis wenig angewendet und entspricht auch nur in den seltensten Fällen den Einsatzbedingungen von Schrauben. Überwiegend werden Schrauben mit etwa 70 % ihrer Streckgrenze vorgespannt und dann zyklisch beansprucht. Wie in **Ab-schnitt 6.1.3.1** bereits zitiert, existiert für Schrauben eigentlich keine Mittelspannungsabhängigkeit [Klo07]. Allerdings wurde in [Arz04] für schlussgewalzte Aluminiumschrauben aus EN AW-6056-T6 ein deutlicher Einfluss der Mittelspannung auf die Schwingfestigkeit ermittelt. Mit zunehmender Mittelspannung nimmt die Schwingfestigkeit soweit ab, dass bei einer Mittelspannung von 70% der Streckgrenze kein Unterschied zwischen der Schwingfestigkeit von schlusswärmebehandelten und schlussgewalzten Schrauben besteht. Als Ursache hierfür wird vermutet, dass die im Gewindegrund herrschenden Druckeigenspannungen durch die Spannungserhöhung an dieser Stelle durch lokales Plastifizieren abgebaut werden. In [Klo07] wird für Stahlschrauben ebenfalls festgestellt, dass die das Schwingfestigkeitsverhalten verbessernden Randdruckeigenspannungen mit zunehmender Mittelspannung abnimmt. Damit sind die hier erzielten Ergebnisse an schlussgewalzten Schrauben zwar zur Untersuchung des Schwingfestigkeitsverhaltens eines kubisch-flächenzentrierten Werkstoffs, also eines Werkstoffes der bei glatten Proben eine deutliche Abnahme der Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich aufweist, in Abhängigkeit von der Kerbschärfe zu verwenden. Im Gegensatz zu den Ergebnissen der schlusswärmebehandelten Schrauben sind sie aber nicht für eine Dimensionierung von hochvorgespannten Schraubenverbindungen einsetzbar.

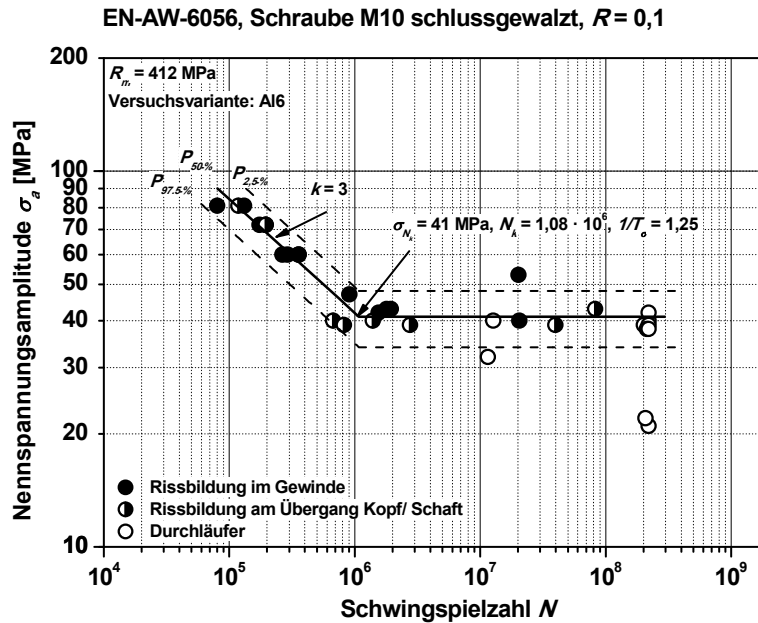


Bild 6-23: EN AW-6056-T6, Schwingfestigkeitsdiagramm der schlussgewalzten Schrauben (Die Nennspannungsamplitude ist bezogen auf den Spannungsquerschnitt (A_s) der Schraube.)

Bei den zyklisch beanspruchten schlussgerollten Schrauben M10 treten im Wesentlichen zwei unterschiedliche Rissbildungsorte auf: Rissausgang im Bereich des gepaarten Gewindes und Rissausgang im Übergang Kopf-Schaft. Die Schrauben, die im Bereich des gepaarten Gewindes versagten, zeigen in allen Fällen mehrere Rissausgänge in unterschiedlichen Gewindegängen. Bei zwei Schrauben wurde die Mutter nach Versagen der Schraube nicht entfernt. In **Bild 6-24 a** und **Bild 6-24 b** sind mehrere Anrisse im ersten tragenden Gewindegang zu erkennen; zusätzlich existieren Anrissebenen in mindestens drei weiteren Gewindegängen. Die Erläuterung zur Entstehung von mehreren Rissausgängen in unterschiedlichen Gewindegängen des gepaarten Gewindes aus **Abschnitt 6.1.3.1** (schlusswärmbehandelten Schrauben) gilt auch hier. Die durch den hohen Umformgrad beim Gewinderollen beeinflusste Randzone zeigt ein unterschiedliches fraktografisches Erscheinungsbild, **Bild 6-24c**, im Vergleich zu **Bild 6-24d**, der gefiederten Bruchmikrostruktur im weiteren Verlauf des Schwingbruches. Im Vergleich zu den schlusswärmbehandelten Schrauben tritt bei den schlussgewalzten Schrauben nie Versagen von nur einem Gewindegang mit zunehmender Schwingspielzahl auf. Bei den schlussgewalzten Schrauben tritt bei einem Drittel der gebrochenen Schrauben Versagen das im Übergang zwischen Schraubenkopf und Schaft beginnt, ein. Eine Erklärung hierzu ist die Konkurrenz zwischen der höheren Kerbschärfe im Gewindegrund im Vergleich zu der niedrigeren Kerbschärfe im Übergangsbereich Schraubenkopf und Schaft und der örtlichen Schwingfestigkeit. Diese ist im Gewindegrund deutlich höher als im Übergang zwischen Schraubenkopf und Schaft. Der statische Festigkeitsgewinn durch das Schlusswalzen des Gewindes ist in **Bild 5-14 e** zu erkennen; die Härte ist im Gewindegrund höher als im Übergang Schraubenkopf zu Schaft. Dies resultiert aus dem extrem hohen Umformgrad im Gewindegrund, also aus einer Kaltverfestigung. Darüber hinaus auch dadurch, dass senkrecht zur Beanspruchungsrichtung die Korngrenzendichte hoch ist, d.h. infolge einer Korngrenzenverfestigung. Wesentlich für die Erhöhung der örtlichen Schwingfestigkeit sind allerdings die Druckeigenstressungen im Gewindegrund. Dagegen weist das Gefüge im Übergang Kopf-Schaft keine dieser drei festigkeitssteigernden Eigenschaften auf. Lediglich ist eine geringfügig kleinere Korngröße zu erkennen durch die beim Anstauchen des Kopfes entstehenden hohen Umformgrade, die bei der anschließenden Wärmbehandlung zur Rekristallisation führen. Dies ist aber nicht ausreichend für eine signifikante örtliche Festigkeitssteigerung, vgl. **Bild 5-14 e**.

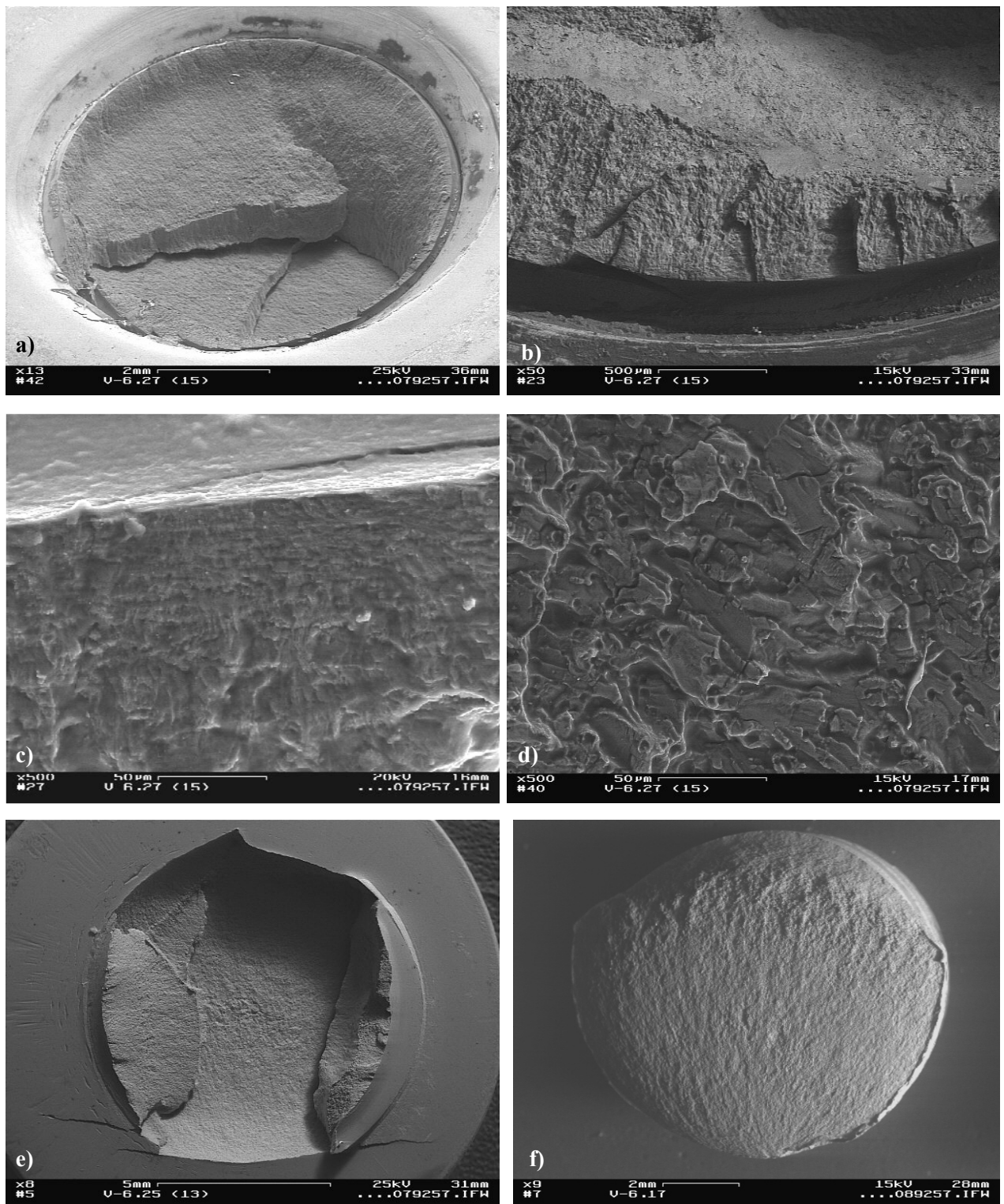


Bild 6-24: EN AW-6056-T6, schlussgewalzte Schrauben M10, **a) bis d)** Schraube Al6-27 $\sigma_a = 40$ MPa, $N = 2,05 \cdot 10^7$, **a)** Bruchfläche der Schraube gepaart mit der Mutter (Eine Anrissebene ist umlaufend im ersten tragenden Gewindegang und mehrere Anrissebenen in weiteren Gewindegängen. **b)** Detail aus **a)** (Mehrere Anrisse im ersten tragenden Gewindegang) **c)** Bruchmikrostruktur im Rissausgangsbereich (Die durch die hohe Umformung beim Gewinderollen beeinflusste Randzone zeigt ein unterschiedliches fraktografisches Erscheinungsbild im Vergleich zu **d)**) **d)** gefiederte Bruchmikrostruktur im weiteren Verlauf des Schwingbruches, **e)** Al6-25, $\sigma_a = 40$ MPa, $N = 1,39 \cdot 10^6$, mehrere Anrisse im Übergangsbereich Kopf-Schaft, **f)** Al6-17, $\sigma_a = 40$ MPa, $N = 1,39 \cdot 10^6$, ein Anriss im Übergangsbereich Kopf-Schaft

6.2 Aluminiumknetlegierung EN AW-6082-T5

6.2.1 Schwingfestigkeit

Die Schwingfestigkeitsdaten der glatten Proben aus der Aluminiumlegierung EN AW-6082-T5 bei $R = 0$ lagen aus [Ber04] vor. Im **Anhang F** sind die Einzeldaten der Schwingversuche angegeben. Im **Anhang I** werden die Einzeldiagramme zur Auswertung der Schwingfestigkeit dokumentiert, vgl. **Abschnitt 4.1.4**. In **Bild 6-25** sind die Ergebnisse mit der Auswertung nach **Abschnitt 4.1.4** dargestellt. Die Probenoberflächen liegen im gedrehten Zustand vor. Die ermittelte Schwingfestigkeit nimmt nach dem Abknickpunkt bei $N_k = 5 \cdot 10^5$ mit einer Neigung von $k^* = 16$ (15,5%/ Dekade) ab und ist damit ähnlich zu dem Schwingfestigkeitsabfall der Legierung EN AW-6056-T6, **Abschnitt 6.1.1.1**, und den dort beschriebenen Einschätzungen. Die nach [FKM03] abgeschätzte Wöhlerlinie für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{ii} = 97,5\%$ ist im gesamten Schwingspielzahlbereich deutlich konservativ gegenüber den im Experiment erhaltenen Schwingfestigkeitsdaten sowie gegenüber der daraus ermittelten 97,5%igen Überlebenswahrscheinlichkeit.

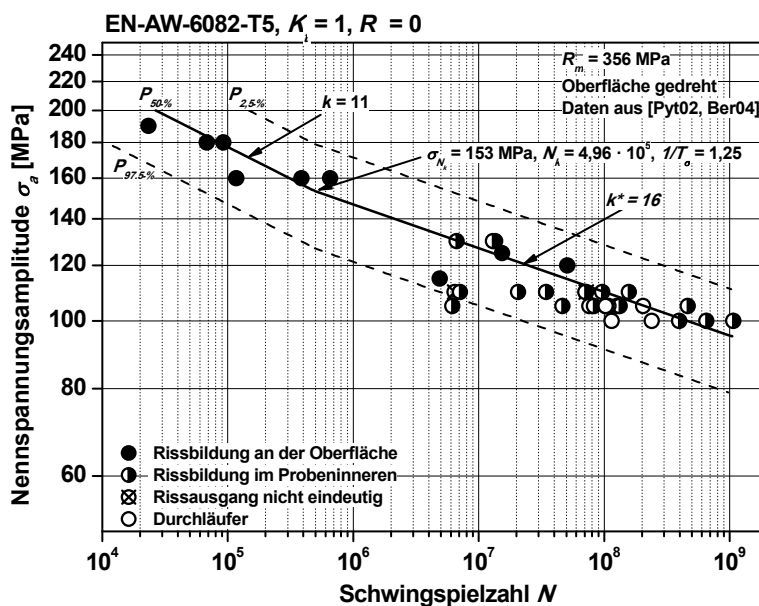


Bild 6-25: Schwingfestigkeitsdiagramm der glatten Proben aus der Aluminiumlegierung EN AW-6082-T5 bei $R = 0$

6.2.2 Fraktografie und Mikrostruktur

Rissbildung an der Oberfläche

Bei hohen Spannungsamplituden (160 MPa - 190 MPa) und niedrigen Schwingspielzahlen $N < 10^6$ fand die Rissbildung an der Oberfläche statt. Die Bruchmikrostruktur im Rissausgangsbereich ist gefiedert, es sind keine spaltförmigen Flächen wie bei der Legierung EN AW-6056-T6 vorhanden. Schwingstreifen im Bruchausgangsbereich können verbreitet nachgewiesen werden. An dieser Legierung wurden keine Untersuchungen der Oberfläche auf Bildung von Gleitlinien durchgeführt, da die Probenoberfläche im gedrehten Zustand vorlag und die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsprüfungen aus [Ber04] zu Beginn dieser Arbeit bereits vorhanden waren.

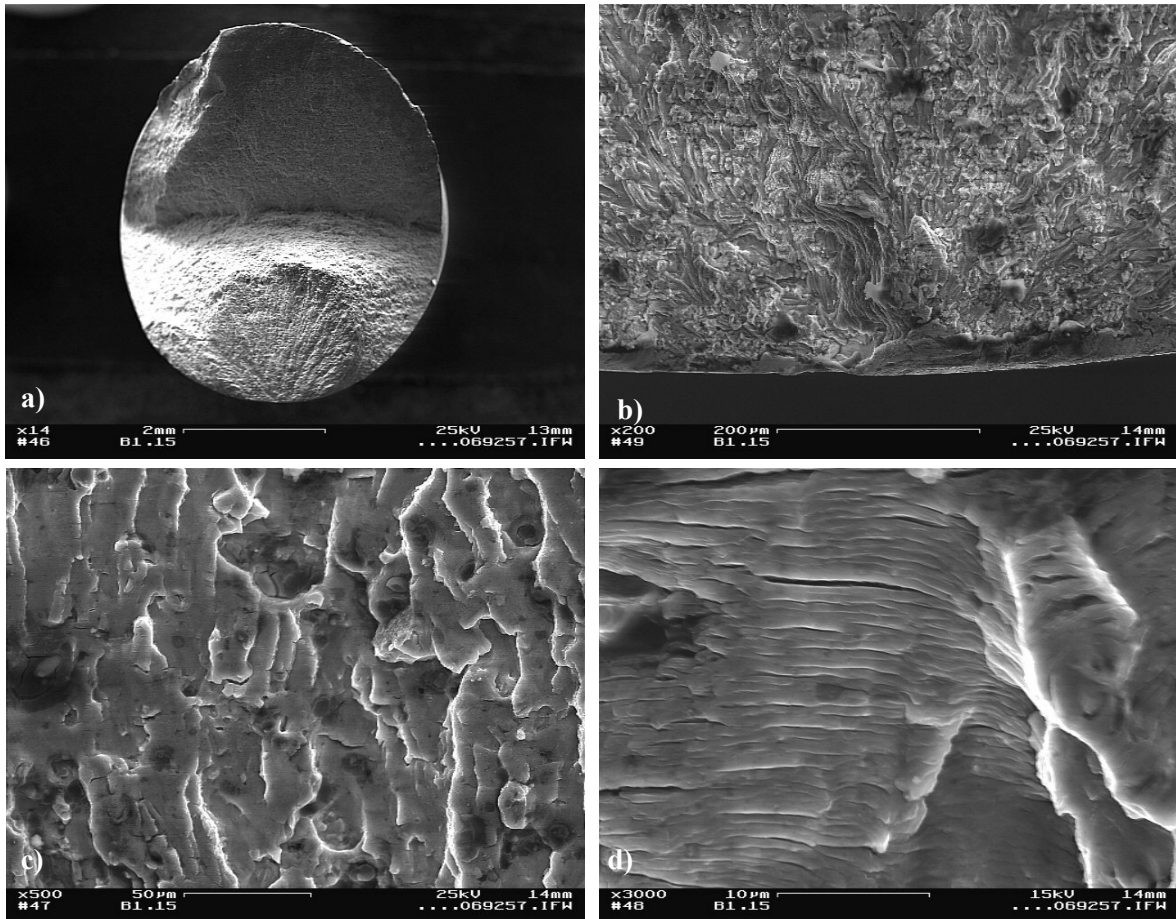


Bild 6-26: EN AW-6082-T5, Al7-15, $\sigma_a = 160$ MPa, $N = 6,55 \cdot 10^5$, $R = 0$ **a)** Übersicht der gesamten Bruchfläche (Rissbildung an der Oberfläche) **b)** Übersicht des Rissausgangs, **c)** gefiederte Bruchmikrostruktur im Rissausgangsbereich mit **d)** Schwingstreifen

Rissbildung im Probeninneren

Rissbildung im Probeninneren tritt bei dieser Legierung bei niedrigeren Spannungsamplituden $\sigma_a < 160$ MPa und höheren Schwingspielzahl $N > 10^6$ bei insgesamt 17 von 24 gebrochenen Proben auf. Das typische fraktografische Erscheinungsbild, sowie eine Aussage zu den „Besonderheiten“ des Rissausgangs, werden am Beispiel zweier Proben dargestellt. Beide Proben zeigen einen Rissausgang im Probeninneren: Eine versagte bei einer sehr hohen Schwingspielzahl (AL7-30 bei $N = 1,07 \cdot 10^9$) und eine bei einer niedrigeren Schwingspielzahl (Al7-12, $N = 6,66 \cdot 10^6$).

Der Rissausgang kann aufgrund der mikrofraktografischen Strukturen im Gegensatz zur Legierung EN AW-6056-T6 eindeutig bestimmt werden. Auch hier liegen keine größeren, versagensauslösenden IMT oder andere Defekte vor. Das mikrofraktografische Erscheinungsbild der beiden oben benannten Proben ist trotz stark unterschiedlicher Bruchschwingspielzahl sehr ähnlich. Der Rissausgang vom Probeninneren ist durch einen abgeflachten, plateauförmigen Bereich gekennzeichnet, **Bild 6-27c** und **Bild 6-28c**. Dies konnte auch bei zehn weiteren Proben nachgewiesen werden [Ber04], **Anhang F, Tabelle F1**. Die Durchmesser dieser plateauförmigen Bereiche variieren zwischen wenigen μm und $500 \mu\text{m}$. Im Unterschied zu den Ergebnissen der fraktografischen Untersuchung der glatten Proben mit Rissausgang vom Probeninneren der Legierung EN AW-6056-T6 wird hier eindeutig festgestellt, dass die plateauförmigen Bereiche, die bei der Legierung EN AW-6082-T5 als Rissaugänge nachgewiesen wurden, keine spaltförmigen Flächen sind. Die Rissaugänge liegen zwischen 200 und $2130 \mu\text{m}$ unterhalb der Oberfläche und damit unterhalb der druckeigenspannungsbehafteten Randschicht, **Abschnitt 4.1.3**. In [Cre10] und [Höp19] wird an glatten

Proben der Aluminiumlegierung EN AW-6082 ebenfalls ein plateauförmiger Bereich als Rissausgang vom Probeninneren nachgewiesen. Nur wenn die Probe im REM verkippt wird, ist zu erkennen, dass der plateauförmige Bereich nicht senkrecht zur Probenachse liegt, **Bild 6-27d**. Angrenzend an diesen plateauförmigen Bereich existieren Flanken, die um ca. $\geq 45^\circ$ zur Probenachse geneigt sind, **Bild 6-27a** und **c**. Bei den meisten geprüften Proben bis zu Beanspruchungsamplituden von 130 MPa ($N \approx 7 \cdot 10^6$) ist der Rissausgang makroskopisch mit bloßem Auge als schwarzer Fleck auf der Bruchoberfläche erkennbar. Die schwarze Färbung entsteht durch oxidische Beläge, die nur lokal in dieser Form auftreten und keinen Durchbruch zur Oberfläche besitzen. Diese schwarzen Oxide sind typisch für Reibkorrosion bei Aluminium [Kam02] und können wie folgt erklärt werden: Solange der im Probeninneren entstandene Riss noch nicht durch die Probenoberfläche getreten ist, kann kein Luftsauerstoff mit der metallisch aktiven Oberfläche an den Rissflanken reagieren. Nachdem der Riss die Probenoberfläche erreicht hat, kann Luftsauerstoff eintreten und den oxidischen Belag bilden. Die Bildung des Belages wird dadurch gefördert, dass es durch wiederholten Kontakt der beiden geneigten Rissflanken zu Reibung und Mikroverformungen kommt, **Bild 6-28d**.

In **Bild 6-28e** ist ein IPF-Verteilungsbild des Rissausgangs im Längsschliff dargestellt. Der Rissausgang ist mit einem Doppelpfeil gekennzeichnet. Er besteht aus zwei Körnern mit einer von der $\langle 100 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ -doppelten Fasertextur abweichenden $\langle 110 \rangle$ -nahen Orientierung. Darüber hinaus sind diese beiden Körner noch sehr groß. Rissbildung in einem großen Korn mit einer von der doppelten Fasertextur abweichenden Orientierung konnte bei einer weiteren Probe (Al7-30) nachgewiesen werden, vgl. **Anhang K**. Weiterhin sind in **Bild 6-28f** in dem vorwiegend durch Rekristallisation entstandenen $\langle 100 \rangle$ -orientierten Bereich noch einige sehr kleine $\langle 110 \rangle$ -nahe orientierten Körner zu erkennen. Diese Tatsache wird in **Abschnitt 7.1.1** zur Interpretation der Entstehung der im Vergleich zur Matrix völlig anders orientierten Körner verwendet.

Solche extrem großen, mit einer von der doppelten Fasertextur abweichenden Orientierung, Körner wurden bei der Materialcharakterisierung an einer unbeanspruchten Referenzprobe nicht nachgewiesen, **Abschnitt 5.3.5.1**. Daher wird angenommen, dass diese als Rissausgang wirkenden extrem großen Körner mit einer von der doppelten Fasertextur abweichenden Orientierung eine Seltenheit im Gefüge darstellen, ähnlich wie z. B. extrem große Einschlüsse in Stahl.

Mikrostruktur zyklisch beanspruchter Proben

Es konnten keinerlei Unterschiede zwischen der Anordnung von Versetzungen im unbeanspruchten Referenzzustand und im zyklisch beanspruchten Zustand festgestellt werden. Weiterhin konnten weder im Referenzzustand noch im zyklisch beanspruchten Zustand eine Versetzungsanordnung gefunden werden, die in irgendeiner Form auf eine Regelmäßigkeit hindeuten, vgl. **Abschnitt 6.1.1.2**.

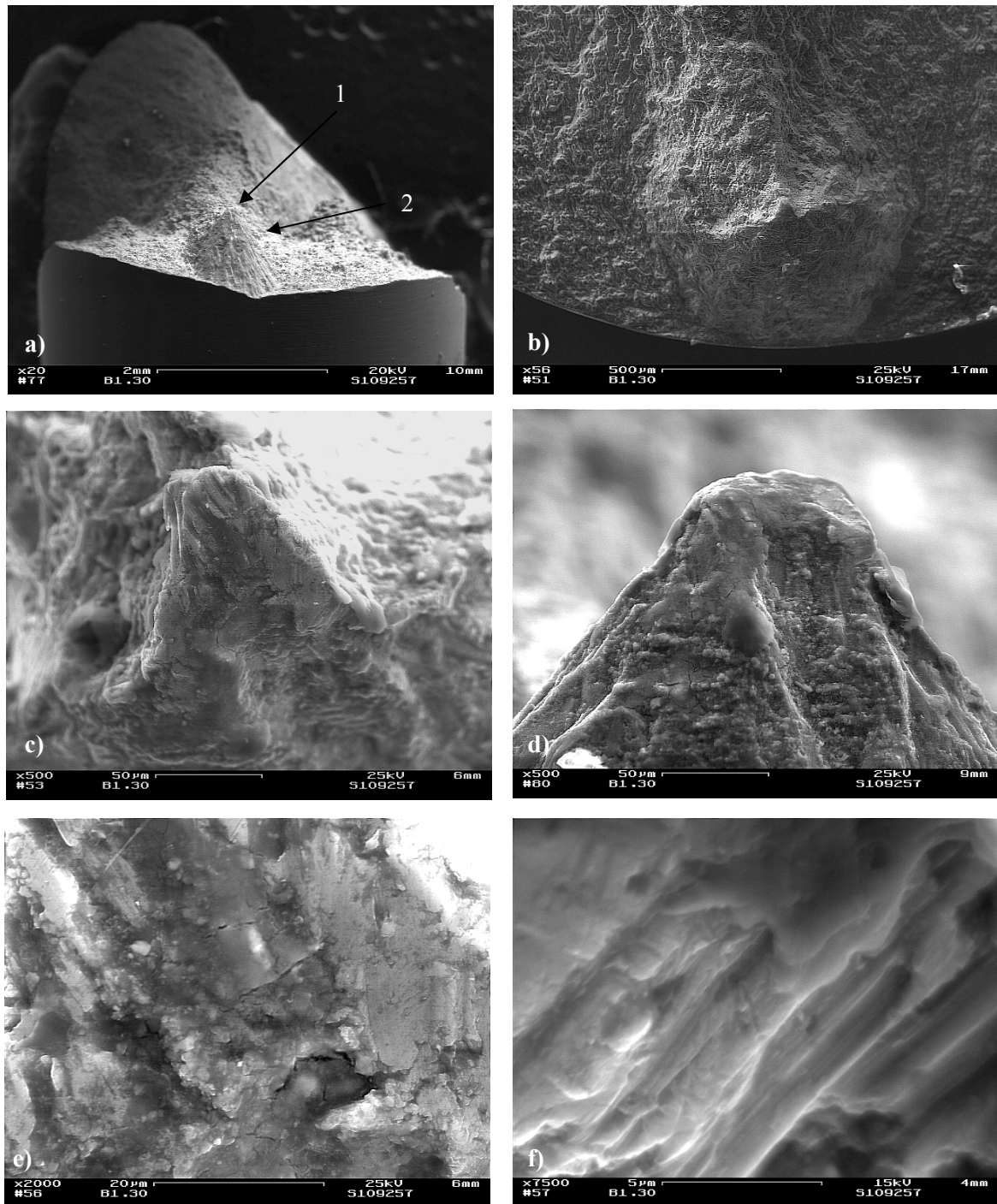


Bild 6-27: EN AW-6082-T5, Al7-30, $\sigma_a = 100$ MPa, $N = 1,07 \cdot 10^9$, $R = 0$ **a)** Übersicht der gesamten Bruchfläche (Die Probe ist verkippt. Rissbildung findet im Pobeninneren an Stelle 1 statt. Die steilen Flanken um den Rissausgang an Stelle 2 sind mit Oxiden belegt) **b)** Übersicht des Rissausgangs, **c)** Detail des Rissausgangs (plateauförmiger Bereich) **d)** Detail des Rissausgangs (Die Probe ist verkippt. Der plateauförmige Bereich liegt nicht senkrecht zur äußeren Beanspruchungsrichtung und entspricht einer in sich gewölbten Ebene.) **e)** Bruchmikrostruktur im Rissausgang mit **f)** Schwingstreifen

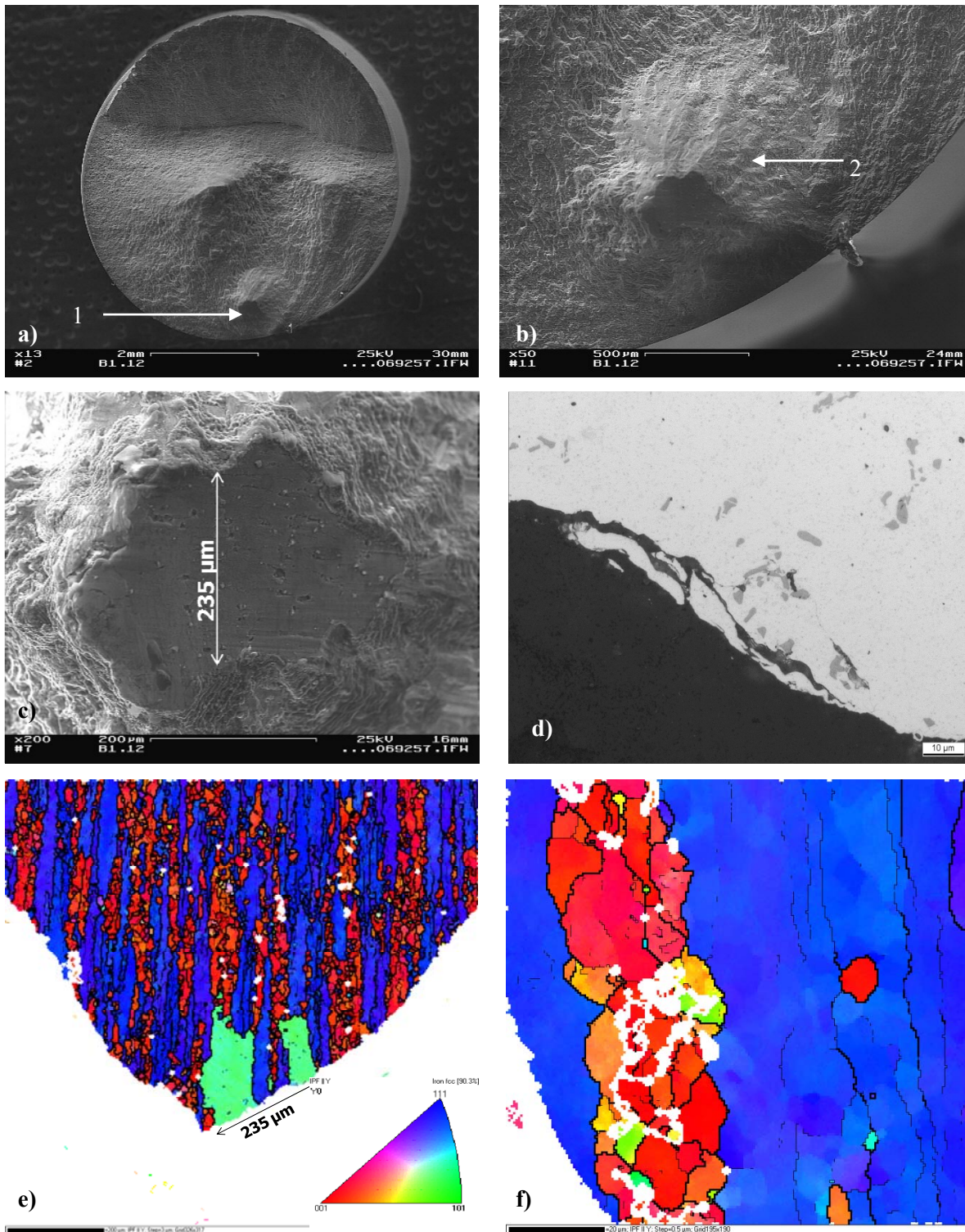


Bild 6-28: EN AW-6082-T5, Al7-12, $\sigma_a = 130$ MPa, $N = 6,66 \cdot 10^6$, $R = 0$ **a)** Übersicht der gesamten Bruchfläche (Rissbildung findet im Pobeninneren an Stelle 1 statt) **b)** Übersicht des Rissausgangs (Die steilen Flanken um den Bruchausgang an Stelle 2 sind mit Oxiden belegt) **c)** Detail des Rissausgangs (plateauförmiger Bereich) **d)** Längsschliff durch den Rissausgangsbereich, vgl. **Abschnitt 4.2.2.4** (Die geneigte Flanke weist Mikroverformungen und einen oxidischen Belag auf) **e)** IPF-Verteilungsbild mit hinterlegten Korngrenzen an dem Längsschliff durch den Rissausgang (Der Rissausgang ist gekennzeichnet) **f)** IPF-Verteilungsbild (Gemessen wurde mit einer kleineren Schrittweite als in e), die Korngrenzen sind hinterlegt) EBSD-Messung mit freundlicher Unterstützung von Herrn Kirch vom Institut für Metallkunde und Metallphysik der RWTH-Aachen (Prof. Gottstein),

6.3 Vergütungsstahl

6.3.1 Schwingfestigkeit

Im Rahmen der Untersuchung des Schwingfestigkeitsverhaltens glatter Proben des Vergütungsstahls 42CrMo4 wurden vier unterschiedliche Versuchsvarianten geprüft. Der Vergütungsstahl lag in zwei unterschiedlichen Festigkeiten vor, $R_m = 1100$ MPa und $R_m = 1350$ MPa. Das Schwingfestigkeitsverhalten wurde jeweils unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung sowie unter Umlaufbiegebeanspruchung untersucht, vgl. **Abschnitt 4.1.1**. Für alle Versuchsvarianten werden die Ergebnisse der fraktografischen sowie der mikrostrukturellen Untersuchungen im Anschluss an diesen Abschnitt zur Schwingfestigkeit vorgestellt. Allerdings wurden die Ergebnisse zur Bruchflächenauswertung mit in die Schwingfestigkeitsdiagramme übernommen und ihre Korrelation zu den Schwingfestigkeitsdaten hier ebenfalls diskutiert. Alle vier Versuchsvarianten wurden in einer normierten Wöhlerlinie zusammengefasst, **Bild 6-29** und wie in **Abschnitt 4.1.4** erläutert, ausgewertet. Hierbei ergibt sich ein Abfall der Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich mit einem Neigungsexponenten von $k^* = 32$. Die Versuchsergebnisse zeigen im Übergangsbereich eine starke Streuung sowohl in Bezug auf die Bruchschwingspielzahl als auch auf die Spannungsamplitude. Dies wird auf die werkstoffimmanente Inhomogenität der Verteilung und der Größe der Einschlüsse sowie auf die unterschiedliche Höhe der Druckeigenstressungen zurückgeführt, vgl. **Abschnitt 4.1.3**. Der Einfluss der Randdruckeigenstressungen auf den Rissausgangsort wird in **Abschnitt 7.2** diskutiert. Der hier ermittelte Neigungsexponent ist kleiner als der von [Son05] mit $k^* = 45$ angegebene. Das heißt, der Schwingfestigkeitsabfall nach dem Abknickpunkt ist für die hier untersuchten Stähle - mit der gewählten Auswertung - größer. In [Schw09] und [Ber10] sind die Schwingfestigkeitsdiagramme dieser Versuchsvarianten mit der Annahme aus [Son05] dargestellt. Auch hier stimmen die Ergebnisse mit den Wöhlerlinien gut überein, allerdings bei anderen Werten für die Spannungsamplitude am Abknickpunkt und die Knickschwingspielzahl. Festzuhalten ist, dass zwar der Neigungsexponent in Abhängigkeit vom angewendeten Auswerteverfahren variieren kann, vgl. **Bild 4-3**, aber, es definitiv zu einem weiteren Abfall der Schwingfestigkeit nach dem Abknickpunkt glatter Proben des Vergütungsstahls kommt. Dies ist aus der Darstellung der Versuchsergebnisse mit der normierten Wöhlerlinie zu erkennen. Weitere Beobachtungen, die diese Feststellung untermauern, sind:

- Es existieren Brüche im HCF ($N > 5 \cdot 10^5$) und VHCF-Gebiet ($N > 1 \cdot 10^7$) mit Rissausgängen von Einschlüssen im Probeninneren, vgl. **Abschnitt 4.1.4**.
- Selbst bei Umlaufbiegebeanspruchung kommt es trotz des Spannungsgradienten zu Rissbildung im Probeninneren. Daneben entstehen auch „späte“ Brüche bei niedrigen Spannungsamplituden mit Rissbildung an der Oberfläche.

Die Schwingfestigkeit am Abknickpunkt ist bei der niedrigerfesten Variante des Stahles um 100 MPa niedriger als die der höherfesten Variante. Für den niedrigerfesten Stahl ergibt sich ein Verhältnis von Schwingfestigkeit am Abknickpunkt zur Zugfestigkeit (Zugdruckwechselfestigkeitsfaktor $f_{W, \sigma}$) von 0,52, für die höherfeste Variante beträgt $f_{W, \sigma} = 0,5$. Der Zugdruckwechselfestigkeitsfaktor ist damit für beide Varianten vergleichbar. Er ist aber etwas größer als der in [FKM03], für eine Knickschwingspielzahl von $N = 10^6$, zugrunde gelegte. Allerdings wird in [FKM03] der Zugdruckwechselfestigkeitsfaktor von 0,45 für Stähle unter der Voraussetzung angewendet, dass eine Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\bar{u}}97,5\%$ für die Zug- und die Schwingfestigkeit zugrundegelegt wird. Die Streuung bei Schwingfestigkeitsergebnissen ist wesentlich größer als bei Zugfestigkeiten. Unter Berücksichtigung dieses Unterschieds, ist der Zugdruckwechselfestigkeitsfaktor nach [FKM03] kleiner als im vorliegenden Fall der 50%igen Überlebenswahrscheinlichkeiten der Zug- und der Schwingfestigkeit.

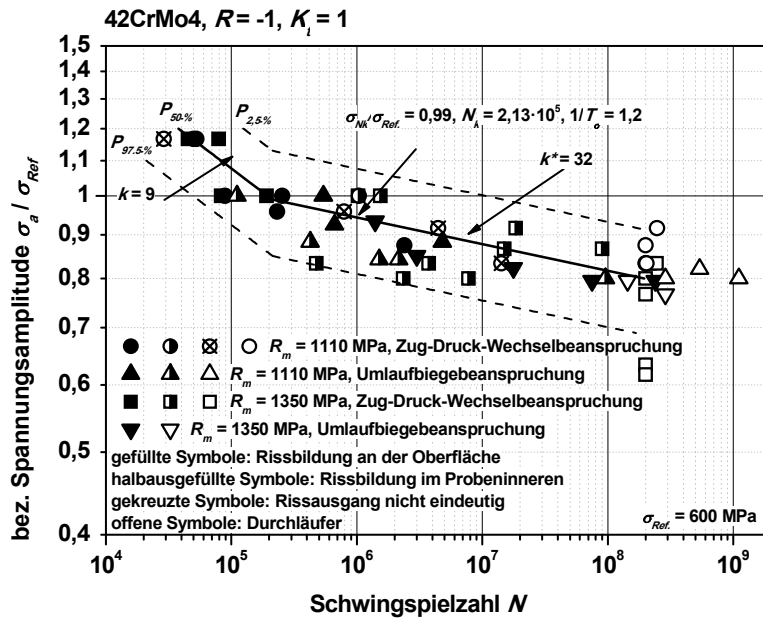


Bild 6-29: Schwingfestigkeitsergebnisse und normierte Wöhlerlinie der glatten Proben des Vergütungsstahls 42CrMo4 bei $R = -1$

6.3.2 Fraktografie und Mikrostruktur

Bei der Darstellung der normiert aufgetragenen Schwingfestigkeitsergebnisse, **Bild 6-29**, ist zu erkennen, dass bei höheren Spannungsamplituden die Rissbildung an der Oberfläche einsetzt. Bei niedrigeren Spannungsamplituden tritt vermehrt, aber nicht ausschließlich, Rissinitiierung an globularen Einschlüssen im Probeninneren auf. Alle gebrochenen Proben wurden im REM untersucht und die Lage des Rissausgangs vermessen und dokumentiert. Einschlüsse wurden hinsichtlich Art und Zusammensetzung charakterisiert, **Anhang G**. In [Schw09] sind zu jeder Probe eine Übersichtsaufnahme sowie ein Detail des Rissausgangs in dem zur Versuchsvariante gehörenden Anhang dargestellt. Für alle vier Versuchsvarianten wird ein vergleichbares fraktografisches Erscheinungsbild gefunden - zum einen für Rissbildung an der Oberfläche und zum anderen für den Rissausgang vom Probeninneren. Daher werden die Ergebnisse zur Fraktografie und Mikrostruktur der vier Versuchsvarianten zusammengefasst. Auf Unterschiede im Versagensverhalten bei höheren Schwingspielzahlen der beiden Festigkeitsvarianten sowie aufgrund der beiden Beanspruchungsarten Zug-Druckwechselbeanspruchung und Umlaufbiegebeanspruchung wird im Anschluss eingegangen.

Demnach kann bei Zusammenfassung aller Versuchsvarianten festgestellt werden, dass bei höheren Spannungsamplituden eher Rissbildung an der Oberfläche auftritt und bei niedrigen Spannungsamplituden eher eine an globularen Einschlüssen im Probeninneren. Damit kommt es beim Übergang in den VHCF-Bereich zu einem anderen Schädigungsmechanismus. Im Folgenden werden zuerst die Brüche, die von der Oberfläche ausgehen, vorgestellt und dann diejenigen vom Probeninneren.

Rissbildung an der Oberfläche

Ziel der Untersuchung der Brüche, die von der Oberfläche bzw. im oberflächennahen Gebiet ausgehen, war es, den genauen Ort der Rissinitiierung zu bestimmen. Mögliche Orte können hierbei Riefen, ein sich an der Oberfläche befindender Einschluss oder während der zyklischen Beanspruchung gebildete Gleitlinien sein. Hierzu wurden alle Proben, die einen Rissausgang von der Oberfläche aufweisen, im REM ohne Verkipfung, also senkrecht zum einfallenden Elektronenstrahl, untersucht. So kann ein von einem Einschluss ausgehender Riss an der bzw. in unmittelbarer Nähe zur Oberfläche nachgewiesen werden. Bei dieser Untersuchung können mehrere Proben gleichzeitig in das REM eingeschleust werden. Die Untersuchung des Rissausgangs bezogen auf Riefen bzw. Gleitlinien ist wesentlich schwieriger bzw. zeitaufwändiger, da die Bruchfläche so verkippt werden muss, dass die Probenoberfläche und die Bruchfläche im Bereich des Rissausgangs zu erkennen sind, **Bild 6-31**. Hierbei können nur eine oder maximal zwei Bruchflächen gleichzeitig im REM eingebaut werden. Aus diesen Gründen wurde die Untersuchung des Rissausgangs an verkippten Proben beispielhaft an nur zwei Proben durchgeführt. Die ausschließliche Untersuchung der Probenoberfläche (ohne Blick auf die Bruchfläche bezogen auf das Auftreten von Gleitlinien) fand zusätzlich an fünf Proben statt, **Tabelle 6-3**. Bei den drei Proben, die bei höheren Spannungsamplituden versagten, konnten Gleitlinien an der Probenoberfläche am Rissausgangsort, **Bild 6-30** und **Bild 6-31 d** und **f** sowie in einiger Entfernung zur Bruchfläche nachgewiesen werden. Bei der Probe, die von einem Einschluss an der Oberfläche versagte (VSS1-3a) wird davon ausgegangen, dass die Gleitlinien sich aufgrund der relativ hohen Spannungen bildeten, aber nicht versagensauslösend waren. In **Bild 6-31** ist eine Probe dargestellt, deren Versagen auf drei benachbarte Anrisse an der Oberfläche zurückzuführen war. Der Anriss A geht hierbei im Wesentlichen von einer nicht auspolierten Oberflächenbeschädigung aus. Allerdings sind in Teilbild **d** Gleitlinien zu erkennen. Eine mögliche Erklärung hierzu wäre, dass die Spannungsüberhöhung an dieser fast auspolierten Oberflächenbeschädigung zu gering ist, um direkt zu einem Anriss zu führen, aber hoch genug, um Gleitlinien zu bilden. Überlagern sich nun die Spannungsüberhöhungen der Oberflächenbeschädigungs und der Gleitlinien, so ist die örtliche Spannung hoch genug, um zu einem Anriss zu führen. Festzustellen ist, dass sich trotz Druckeigenspannungen an der Oberfläche, vgl. **Abschnitt 4.1.3**, sowie nicht riefenfreier Oberfläche Gleitlinien bilden, die zum Rissausgang beitragen können. Aber bei hinreichend großen, anderen Oberflächenbeschädigungen bestimmen die Gleitlinien nicht zwangsläufig die Rissinitiierung. Bei den Proben, die von einem Einschluss im Probenvolumen aus versagten sowie bei den Durchläufern, konnten keine Gleitlinien nachgewiesen werden. Damit kann zusammengefasst werden, dass es bei hohen Spannungsamplituden und niedriger Bruchschwingspielzahl zur Bildung von Gleitlinien kommt, bei niedrigen Spannungsamplituden jedoch nicht.

Tabelle 6-3: Nachweis von Gleitlinien, σ_a : Nennspannungsamplitude, **DL**: Durchläufer, *: hochgesetzter Durchläufer, **RA**: Rissausgang

Probe	Maschine	σ_a [MPa]	Ereignis	N	Rissausgang	Gleitlinien
VSS1-3a*	VHF	700	Bruch	$5,26 \cdot 10^4$	Einschluss an der Oberfläche	vorhanden
VSS1-4	VHF	600	Bruch	$1,04 \cdot 10^6$	Einschluss im Probenvolumen	nicht vorhanden
VSS1-17	VHF	525	DL	$2,00 \cdot 10^8$		nicht vorhanden
VS1-12	VHF	800	Bruch	$4,52 \cdot 10^4$	Riefe an der Oberfläche	vorhanden
VS1-11	VHF	800	Bruch (3RA)	$7,9 \cdot 10^4$	Riefe an der Oberfläche mit Gleitlinien	vorhanden
VS1-8a	VHF	820	Bruch	$9,01 \cdot 10^9$	Einschluss im Probenvolumen	keine
VS1-24	VHF	560	DL	$2,00 \cdot 10^8$	-	nicht vorhanden

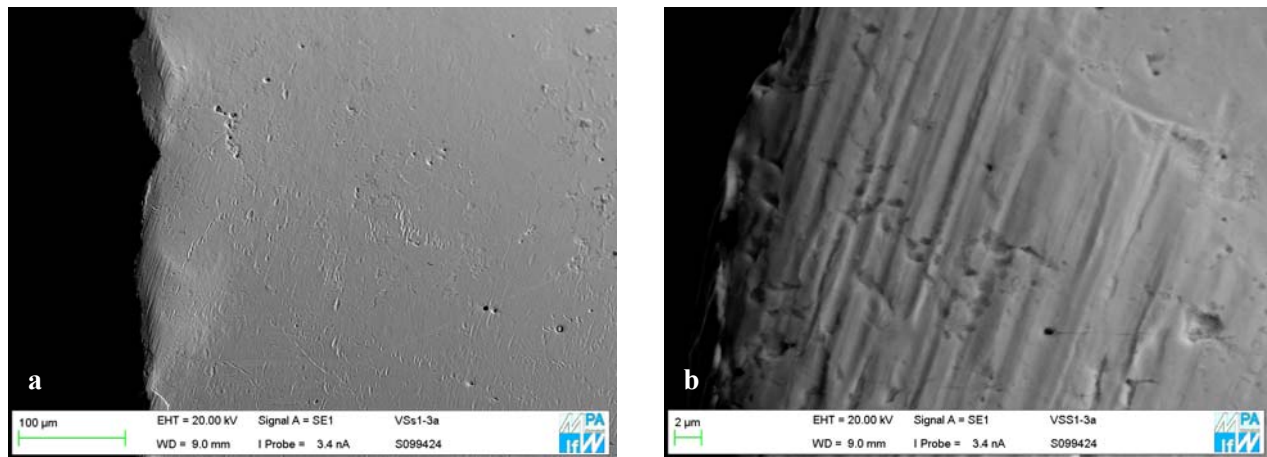


Bild 6-30: 42CrMo4 $R_m=1100$ MPa, Probenoberfläche im Rissausgangsbereich (Probe VSS1-3, $\sigma_a = 700$ MPa; $N = 5,26 \cdot 10^4$, **a**) Übersicht, **b**) Detail Gleitlinien

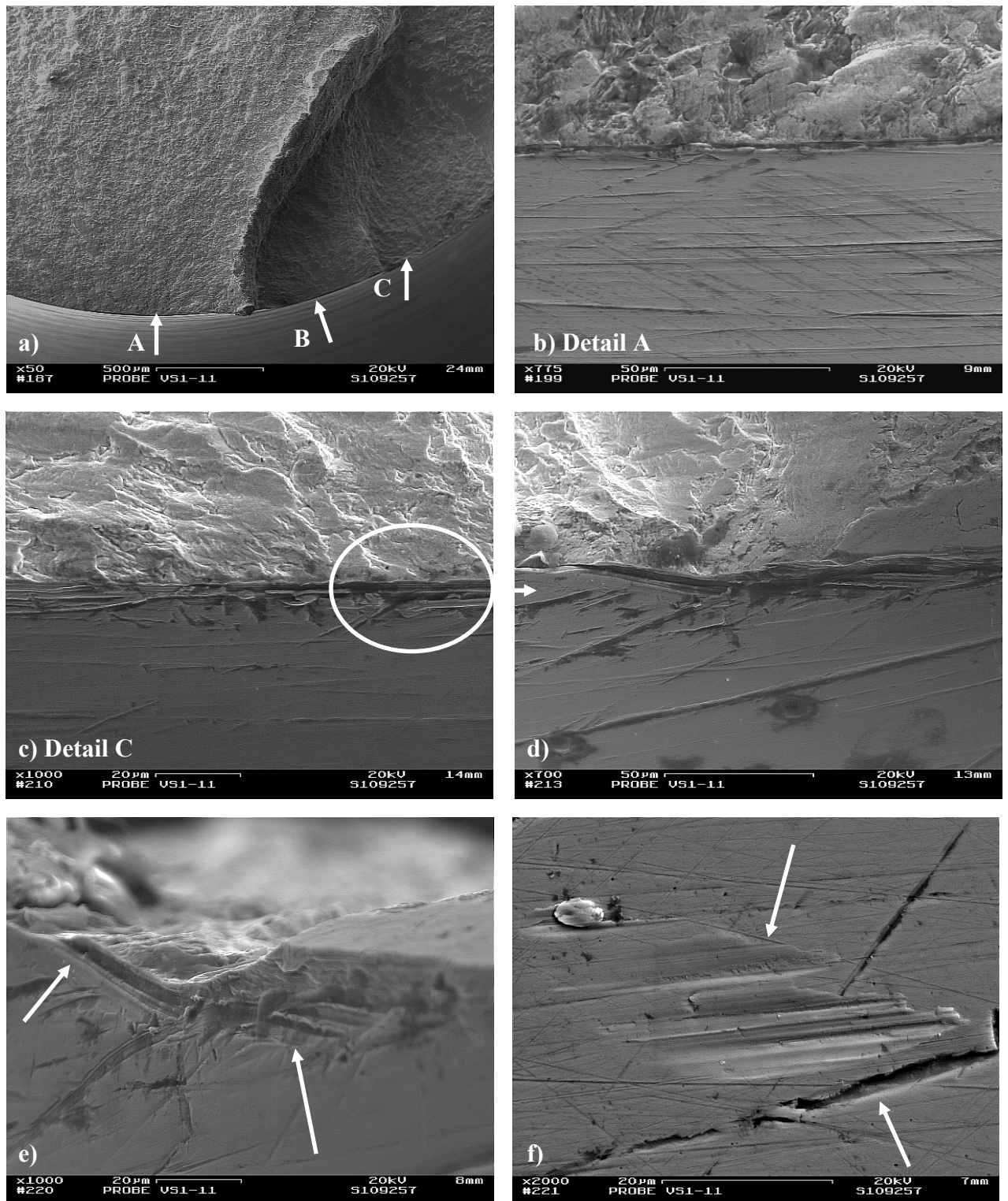


Bild 6-31: 42CrMo4 $R_m = 1350$ MPa, Zug-Druck Wechselbeanspruchung, Probe VS1-11, $\sigma_a = 800$ MPa (hohe Spannungsamplitude) $N = 7,9 \cdot 10^4$, **a)** Übersicht mit 3 Rissausgängen (Die Bilder **b)** bis **e)** zeigen die Proben mit Bruchfläche in unterschiedlicher Verkippung.) **b)** Detail A (Ein nicht durch Polieren entfernte Oberflächenbeschädigung führt zu einem Riss) **c)** Detail Rissausgang bei C, **d)** und **e)** Detail aus Bild c) (Ein nicht durch Polieren entfernte Oberflächenbeschädigung führt zuerst zur Bildung von Gleitlinien und diese dann zum Versagen) **f)** Es befinden sich Gleitlinien in direkter Nachbarschaft zu der Bruchfläche neben einer aufklaffenden Oberflächenbeschädigung.

Rissbildung im Probeninneren

In diese Untersuchungen flossen nur diejenigen Fälle ein, bei denen sich der Rissausgang $\geq 100 \mu\text{m}$ unterhalb der Oberfläche befand. Diese Festlegung gewährleistete, dass nur Rissausgänge erfasst wurden, die von der Oberfläche unbeeinflusst waren, vgl. **Abschnitt 4.2.2.1**. Bei 15 von insgesamt 53 eingesetzten glatten Proben der vier Versuchsvarianten kam es, nach der oben genannten Definition, zu Rissbildung im Probeninneren. Die Rissinitiierung fand in allen Fällen an einem globularen Einschluss statt, ein Beispiel ist in **Bild 6-32** dargestellt. In keinem Fall ist das Versagen auf Mangansulfide zurückzuführen. Die globularen Einschlüsse, die im Schwingfestigkeitsexperiment nachweislich zur Rissinitiierung im Probeninneren führten, wurden in Bezug auf ihre Größe, Lage und chemische Zusammensetzung ausgewertet, **Tabelle G-1, Anhang G**. Die globularen Einschlüsse liegen im Abstand von $105 \mu\text{m}$ bis $1940 \mu\text{m}$ unterhalb der Oberfläche. Der Mittelwert der Abstände der Einschlüsse zur Oberfläche aller 15 Proben beträgt $760 \mu\text{m}$ und ist damit größer als die Tiefenwirkung der in **Abschnitt 4.1.3** vorgestellten Randdruckeigenspannungen. Die versagensauslösenden Einschlüsse sind zwischen 20 und $130 \mu\text{m}$ groß, die durchschnittliche Größe aller detektierten Einschlüsse beträgt $65 \mu\text{m}$. Bei der Reinheitsgradbestimmung, **Abschnitt 5.5.4**, wurden am Schlibbild keine Einschlüsse nachgewiesen, die größer als $19 \mu\text{m}$ sind. Damit treten die sehr großen versagensauslösenden Einschlüsse so selten im Werkstoff auf, dass bei einer zufällig gewählten Schlibfebene keiner dieser Einschlüsse (in der Äquatorebene) angeschnitten wurde. In [Bru10] wurde an einer bis zur Grenzschwingspielzahl geprüften und nicht gebrochenen Probe (Durchläufer) des hier untersuchten Vergütungsstahls 42CrMo4 mit der Festigkeit $R_m = 1350 \text{ MPa}$ Querschliffe in 15 Ebenen im Prüfvolumen der Probe angefertigt. Es wurden keine globularen Einschlüsse mit einem Durchmesser $> 30 \mu\text{m}$ nachgewiesen. Anhand der Tatsache, dass diese Probe die Grenzschwingspielzahl ohne Versagen erreichte und auf 15 Schlibfebenen keine großen globularen Einschlüsse nachgewiesen wurden, kann mit einer gewissen Wahrscheinlichkeit davon ausgegangen werden, dass diese Probe auch keine Einschlüsse $> 30 \mu\text{m}$ enthielt. Es wird vermutet, dass auch die anderen Durchläufer keine Einschlüsse größer $30 \mu\text{m}$ enthielten.

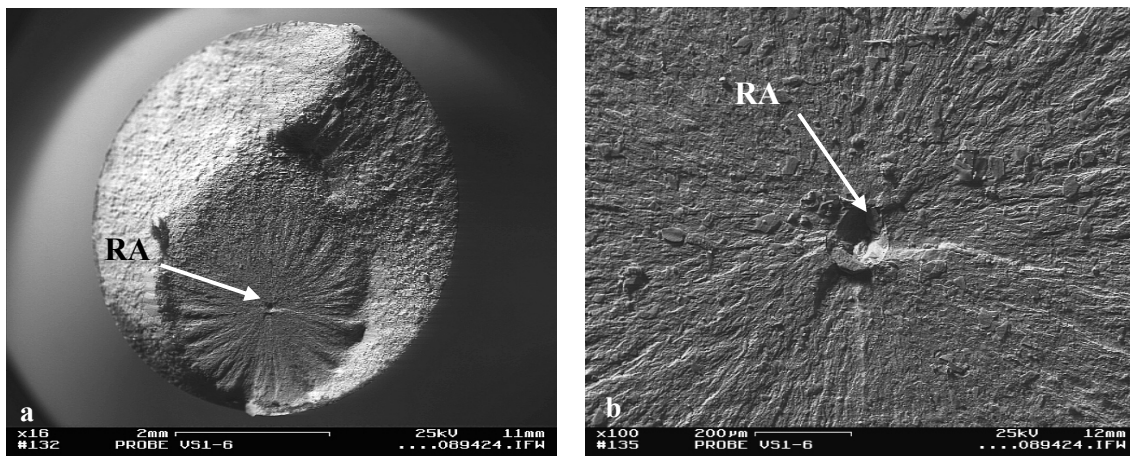


Bild 6-32: Beispiel für Rissinitiierung an einem Einschluss im Probeninneren, 42CrMo4, $R_m = 1350 \text{ MPa}$, VS1-6, $\sigma_a = 485 \text{ MPa}$, $N = 1,1 \cdot 10^6$, **a)** Übersicht Bruchfläche, **b)** Detail Rissausgang

Die chemische Zusammensetzung aller versagensauslösender Einschlüsse wurde bestimmt, **Tabelle G-1, Anhang G**. Dabei wurden im wesentlichen Al, Mg, O, Mn, Ca und S nachgewiesen. Damit enthalten diese großen Einschlüsse die gleichen Elemente wie der mittels eines EDX-Mappings untersuchte Einschluss aus **Abschnitt 5.5.4, Bild 5-30**. Daraus folgt, dass auch diese zum Versagen führenden, großen globularen Einschlüsse Oxide sind mit einer sulfidischen Umhüllung, **Bild 5-30**, und aus der sekundärmetallurgischen Behandlung des Stahls mit Ca resultieren, **Abschnitt 5.5.4**. Im Folgenden werden (aufgrund einer besseren

Lesbarkeit) die Oxide mit einer sulfidischen Umhüllung weiterhin vereinfachend als globulare Einschlüsse bezeichnet.

Die typische makroskopische Erscheinungsform eines Bruches, der von einem globularen oxidischen Einschluss ausgeht, ist in **Bild 6-34a** dargestellt. Zu Beginn des Bruchvorgangs im Probeninneren sind die Bruchflächen senkrecht zur Beanspruchungsrichtung orientiert, Bereiche **1** und **2** aus **Bild 6-34a**. Diese senkrecht orientierte Fläche im Probeninneren weist eine etwa kreisförmige Begrenzung bis zum Erreichen der Probenoberfläche auf. Daran anschließend ergibt sich eine elliptische Begrenzung des normalflächigen Bruches, Bereich **3**, **Bild 6-34a**. Am Ende des Bruchvorgangs, im Bereich des Gewaltbruches, Bereich **5**, entsteht eine scherflächige Bruchfläche, Bereich **6**, **Bild 6-34a**.

Eine Arbeitshypothese zu dem unterschiedlichen fraktografischen Erscheinungsbild der Bereiche 1 bis 4 ist, dass dies Gebiete mit unterschiedlichen Rissfortschrittsraten sein könnten. Der Abstand zweier benachbarter Schwingstreifen ist in einer ersten Näherung der Länge proportional, um die der Riss in einem Schwingspiel wächst. Eine Art Mittelwertbildung erfolgt bei der Untersuchung im REM derart, dass der Abstand über 10 Schwingstreifen vermessen und anschließend gemittelt wird. Die Analyse der Schwingstreifenabstände bestätigt dies:

Die Bruchfläche im Bereich **1** weist ein sehr glattes fraktografisches Erscheinungsbild auf, **Bild 6-34b**. Sehr eng beieinander liegende Schwingstreifen konnten zwar nachgewiesen, allerdings nicht vermessen werden. Der Einschluss ist in mehrere Teilstücke zerbrochen. Ob das spröde Versagen des Einschlusses während der Warmformgebung bzw. im Verlauf des Herstellungsprozesses oder durch die zyklische Beanspruchung stattgefunden hat, kann nicht eindeutig festgestellt werden. Die Bruchfläche im Bereich **2** weist ein strahlenförmiges fraktografisches Erscheinungsbild auf. Der Übergang von Bereich **1** zu Bereich **2** erfolgt stetig; es können durchaus bereits strahlenförmige Gebiete in Bereich **1** ausgemacht werden. Der mittlere Abstand zweier benachbarter Schwingstreifen beträgt in Bereich **2** $0,175\ \mu\text{m}$, **Bild 6-34c**. Die Bruchfläche im Bereich **3**, **Bild 6-34a**, weist ein raueres Erscheinungsbild als die beiden vorangegangenen, auf. Der mittlere Abstand zweier benachbarter Schwingstreifen beträgt hier $0,186\ \mu\text{m}$, **Bild 6-34d**, und ist damit geringfügig größer als im Bereich **2**. Die Bruchfläche im Bereich **4**, **Bild 6-34a**, zeigt ein noch etwas raueres Erscheinungsbild als die in Bereich **3**. Der Abstand zweier benachbarter Schwingstreifen beträgt hier durchschnittlich $0,202\ \mu\text{m}$, **Bild 6-34e** und ist damit ebenfalls etwas größer als in Bereich **3**. Damit nimmt der Abstand zweier benachbarter Schwingstreifen und somit die Rissfortschrittsrate erwartungsge-
mäß von Bereich **2** bis zu Bereich **4** zu.

An insgesamt drei Proben waren die Einschlüsse auf einer der beiden Bruchflächen herausgelöst. Damit konnte die den Einschluss umgebende Matrix am REM ausführlich untersucht werden. Im Folgenden werden die Ergebnisse dieser am Beispiel der Probe VS1-17 vorgestellt. Die entsprechenden Ergebnisse der Proben VS1-18 und VS1-22 sind im **Anhang G** dargestellt.

Die den Einschluss ursprünglich umgebende Matrix zeigt mikrofraktografisch unterschiedlich aussehende Bereiche, **Bild 6-35**. In **Bild 6-35a** sind diese mit Buchstaben an der leicht verkippten Darstellung der Probe gekennzeichnet und werden im Folgenden erläutert. In **Bild 6-35b** wird der Rissausgang in unverkippter Darstellung gezeigt. Bedingt durch die hohen Umformgrade bei der Warmformgebung fließt die Matrix um den Einschluss herum, **Abschnitt 5.5.4**. Es bilden sich spitz zulaufende Hohlräume um den Einschluss, und die Matrix kann von dem Einschluss abgelöst sein. Im Bereich A, **Bild 6-35a**, erscheint die Bruchmikrostruktur etwas „verschmiert“. Hier wird davon ausgegangen, dass der Einschluss angelegen hat und während der zyklischen Beanspruchung herausgelöst wurde bzw. zwischen Einschluss und Matrix Reibung stattgefunden hat. Bereich B, **Bild 6-35a**, markiert die spitz zulaufende Ablösung; diese ist auch im Längsschliff durch einen Rissausgang zu erkennen, **Bild 6-33**. An der REM-Aufnahme ist zu erkennen, dass die im Längsschliff als spitz erscheinende Ablösung tatsächlich eine Länge von $15\ \mu\text{m}$ besitzt und an den En-

den Verzweigungen aufweist. An Stelle C1, Teilbilder **d** und **e**, **Bild 6-35**, sind Mikrorisse zu erkennen, die von B ausgehen. Diese verlaufen zu der Äquatorebene des Einschlusses und orientieren sich an der - durch das Fließen der Matrix um den Einschluss während der Warmformgebung entstandenen - Mikrostruktur. Die Ausdehnung des ehemals vorhandenen Einschlusses ist an der Äquatorebene senkrecht zur Beanspruchungsrichtung am größten, ebenso die Spannungskonzentration infolge der Kerbwirkung. Einer dieser von B ausgehenden Mikrorisse ist durchgehend mit Pfeilen C, **Bild 6-35a**, gekennzeichnet. Beim Erreichen der Äquatorebene bei D1, **Bild 6-35a**, ist eine Stufe zu erkennen. Ringsumlaufend auf der Äquatorebene des ehemals vorhandenen Einschlusses sind solche Stufen D zu erkennen; diese werden als einzelne Anrisse gewertet. An der Stelle D1, **Bild 6-35a**, ist ein weiterer, sehr deutlich ausgeprägter Mikroriss sichtbar, Detailaufnahme in **Bild 6-35c**. Die Oberfläche der den Einschluss umgebenden Matrix wurde hier bei hohen Vergrößerungen ausführlich - auch an unterschiedlich verkippter Probe - untersucht. Es wurden keine Gleitbänder an der Grenzfläche zwischen Einschluss und Matrix wie in [Tan82] angenommen, gefunden.

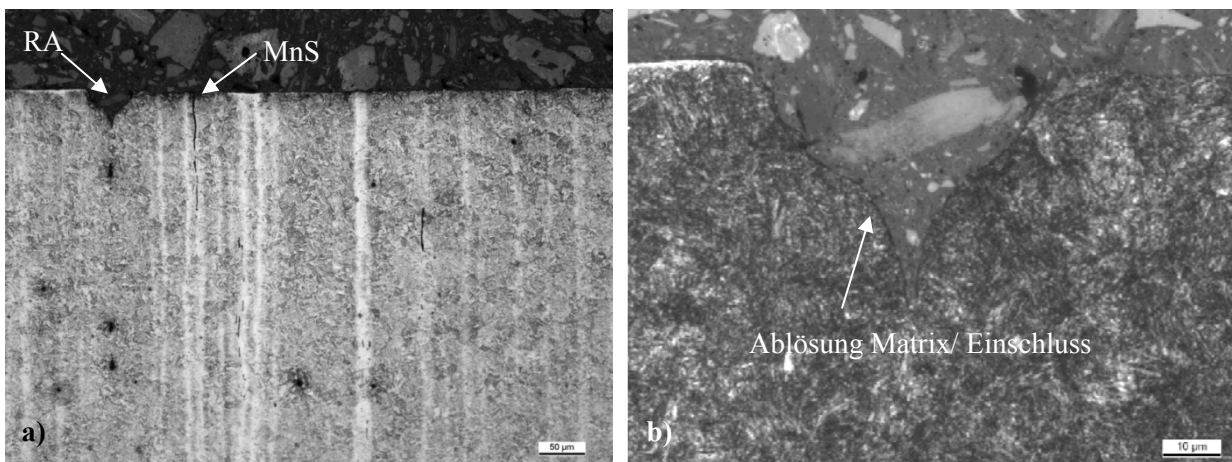


Bild 6-33: 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa, Längsschliff durch den Rissausgang (RA) vom Probeninneren, vgl. **Abschnitt 4.2.2.4**, Probe VS1-18, $\sigma_a = 700$ MPa, $N = 1,54 \cdot 10^6$, **a)** Übersicht des Rissausgangs an einem globularen Einschluss (herausgefallen), **b)** Detail bei RA Ablösungen der Matrix von dem globularen Einschluss während der Warmformgebung

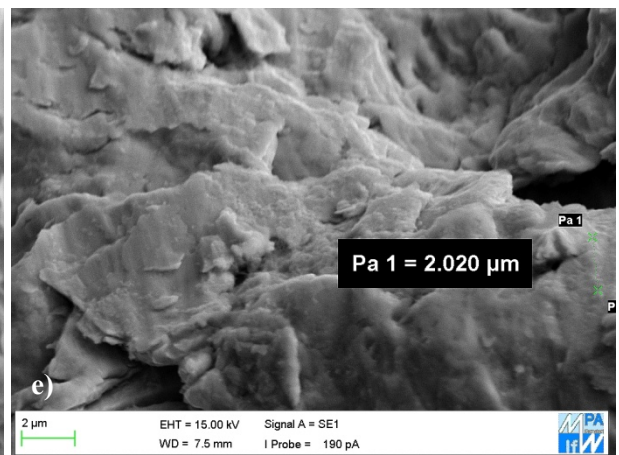
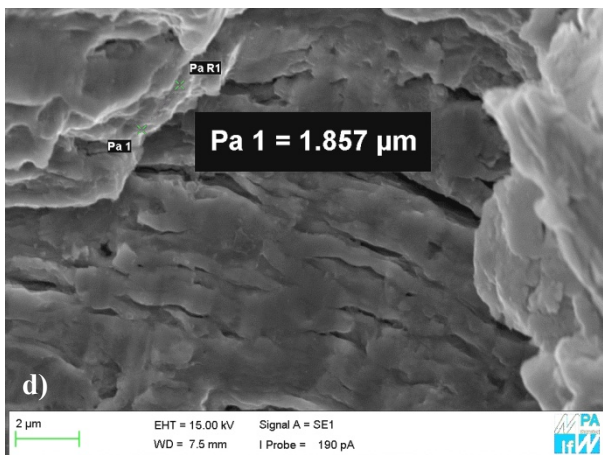
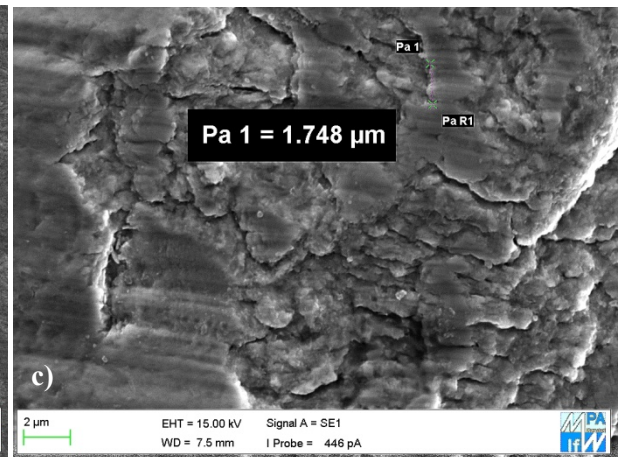
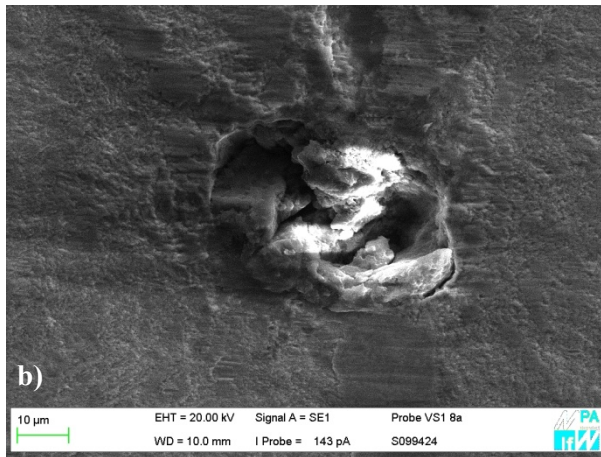
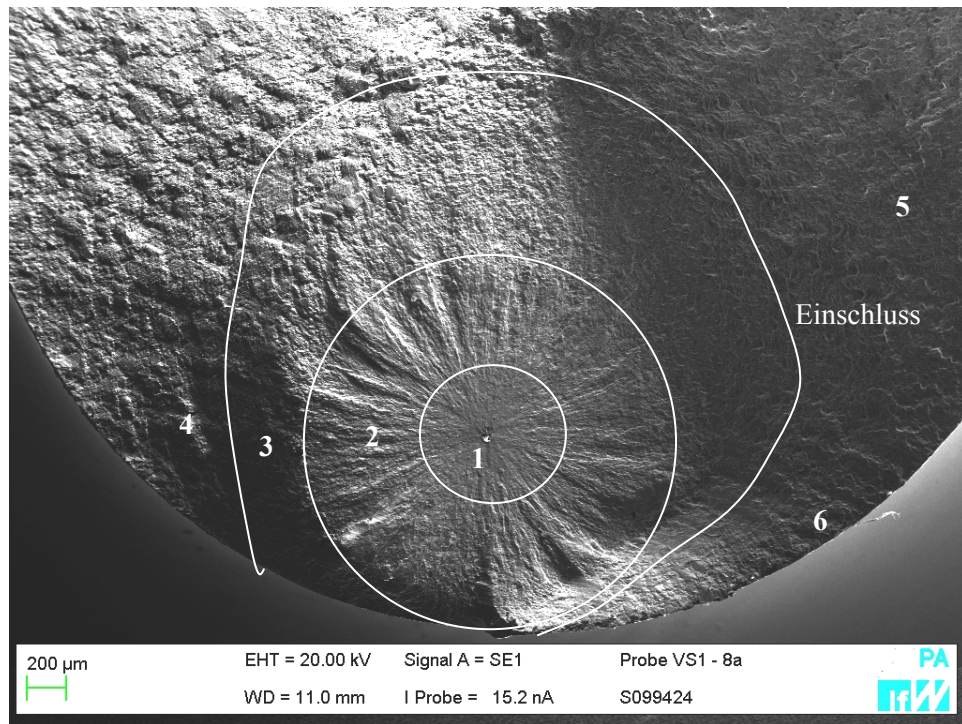


Bild 6-34: 42CrMo4, $R_m = 1350 \text{ MPa}$, Probe VS1-8a, $\sigma_a = 620 \text{ MPa}$, $N = 9 \cdot 10^7$, Typische fraktografische Erscheinungsform eines Bruches, der von einem globularen oxidischen Einschluss im Probeninneren ausgeht, **a)** Übersicht der Bruchfläche 1 – 6: einzelne Bereiche der Bruchfläche, **b)** Detail aus Bereich 1 mit Einschluss, **c)** Detail aus Bereich 2 mit Abstand P_a von 10 Schwingstreifen ($P_a = 1,75$), **d)** Detail aus Bereich 3 mit Abstand P_a von 10 Schwingstreifen ($P_a = 1,86$), **e)** Detail aus Bereich 4 mit Abstand P_a von 10 Schwingstreifen ($P_a = 2,02$)

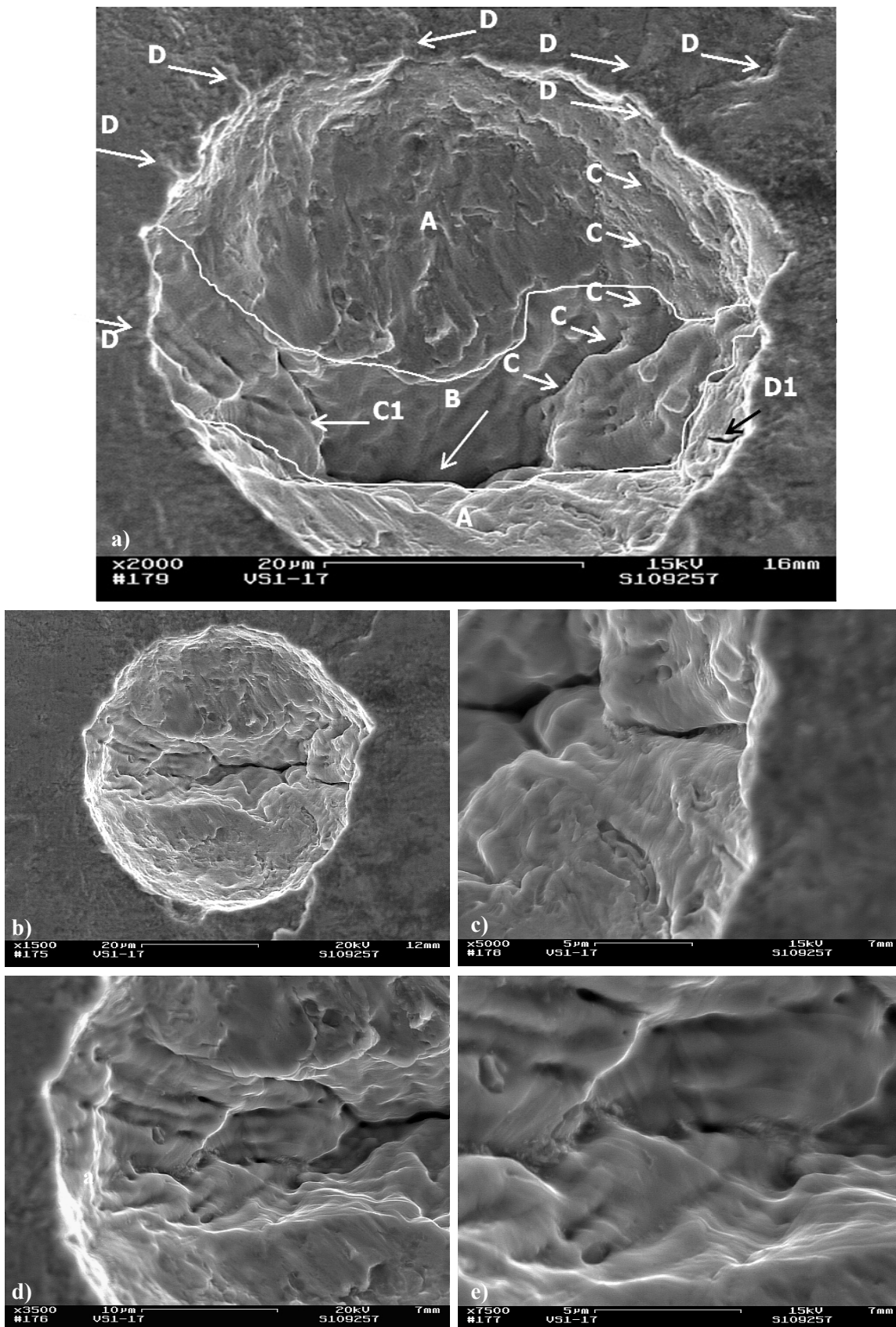


Bild 6-35: 42CrMo4, $R_m = 1350$ MPa, Probe VS1-17, $\sigma_a = 700$ MPa, $N = 1,54 \cdot 10^6$ Versagen, das von einem globularen Einschluss im Probeninneren beginnt, Einschluss ist herausgefallen **a)** Detail Rissausgang in verkippter Ansicht mit Kennzeichnung einzelner Bereiche, **b)** Detail Rissausgang, Probe ist parallel zum einfallenden Elektronenstrahl positioniert, **c)** Detail Mikroriss an Stelle D1 aus a), **d)** und **e)** Detail Mikrorisse an Stelle C1 aus a)

Vergleich der Versuchsvarianten

Die Schwingfestigkeit des Vergütungsstahls 42CrMo4 wurde nach vier Versuchsvarianten untersucht. Der Vergütungsstahl lag in zwei unterschiedlichen Festigkeiten vor, $R_m = 1100$ MPa, **Bild 6-34**, und $R_m = 1350$ MPa, **Bild 6-37**. Die Untersuchung des Schwingfestigkeitsverhaltens erfolgte jeweils unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung (Teilbilder a) sowie unter Umlaufbiegebeanspruchung (Teilbilder b) bei $R = -1$, vgl. **Abschnitt 4.1.1**. In dem vorangegangenen Textteil wurden die Gemeinsamkeiten dieser Versuchsvarianten vorgestellt, insbesondere das fraktografische Erscheinungsbild und die Bruchmikrostruktur im Rissausgang. Jetzt sollen die Unterschiede innerhalb der Versuchsvarianten beschrieben werden, diese sind in zusammengefasst.

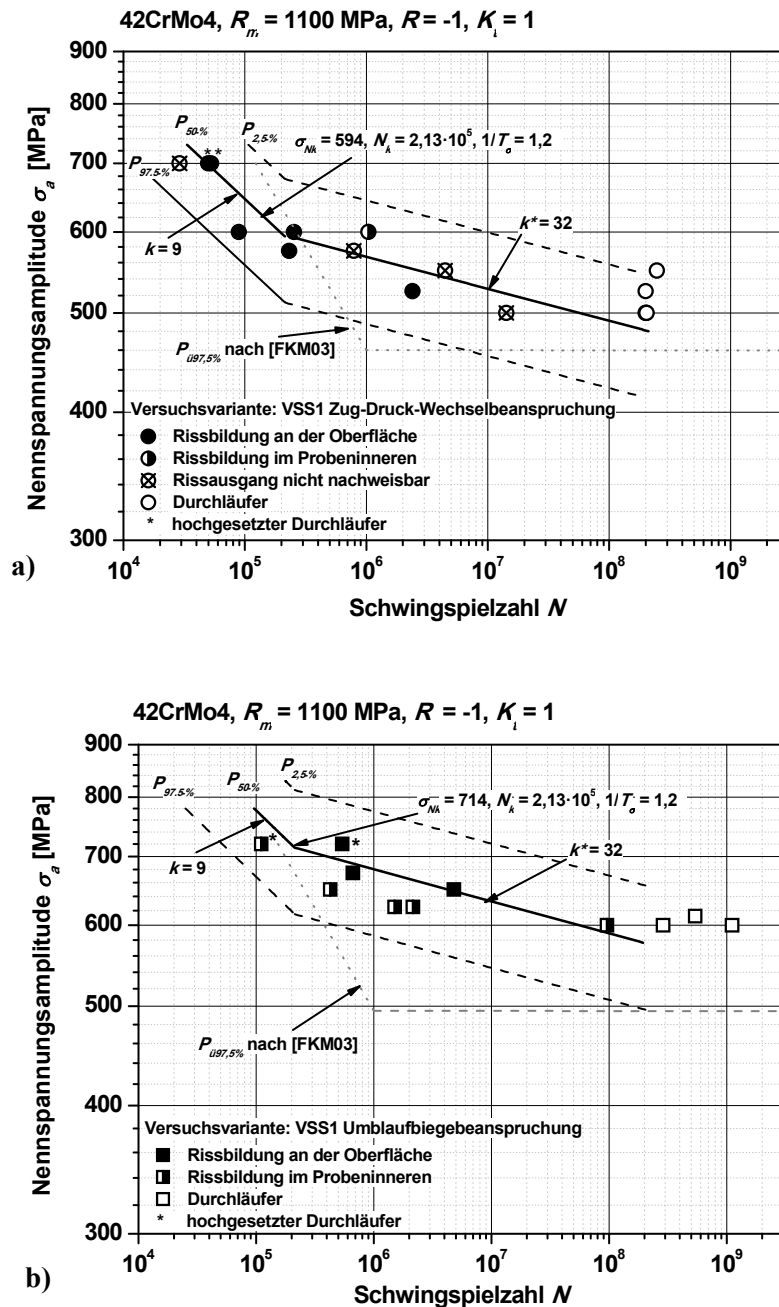


Bild 6-36: Schwingfestigkeitsdiagramme der glatten Proben des Vergütungsstahls 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa, **a)** unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung, **b)** unter Umlaufbiegebeanspruchung

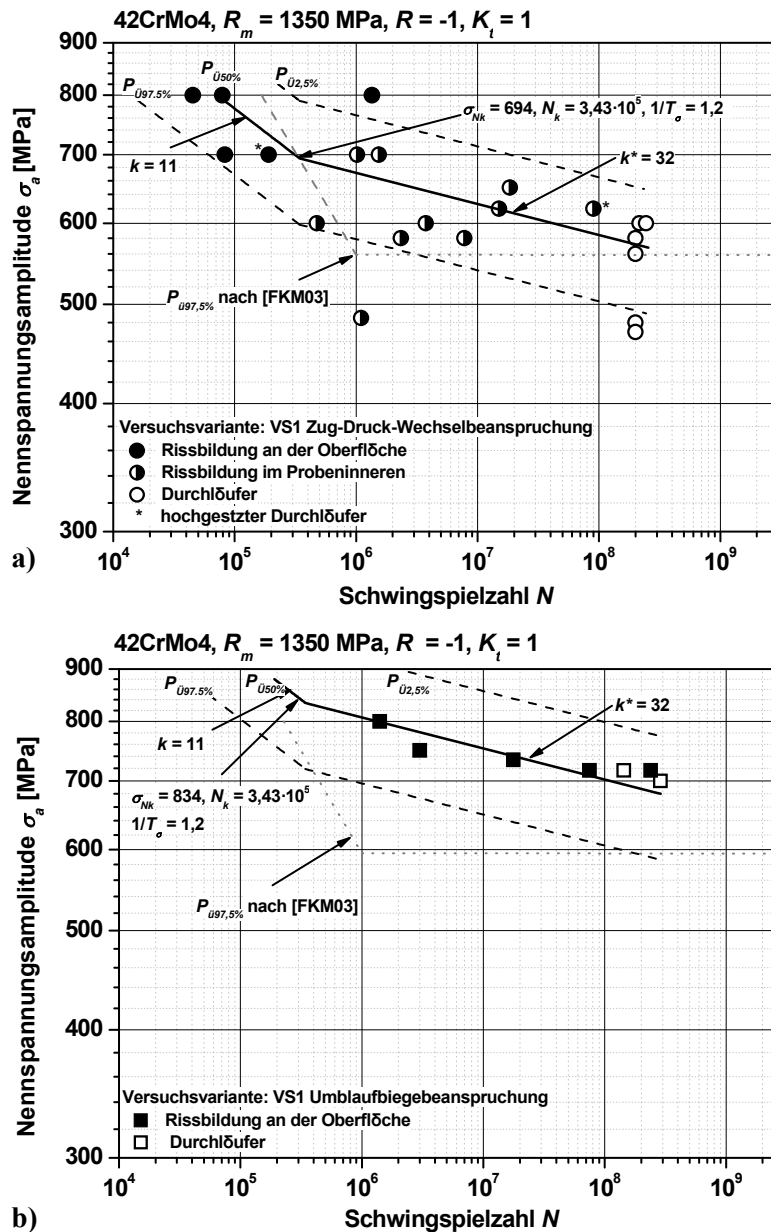


Bild 6-37: Schwingfestigkeitsdiagramme der glatten Proben des Vergütungsstahls 42CrMo4, $R_m = 1350$ MPa, **a)** unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung, **b)** unter Umlaufbiegebeanspruchung

42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa

Unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung versagte nur eine glatte Probe des niedrigfesteren 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa, definitiv von einem Einschluss im Probeninneren. Allerdings waren die Bruchflächen von drei weiteren Proben, die bei höheren Schwingspielzahlen ($N > 10^6$) versagten, stark beschädigt und damit einer fraktografischen Untersuchung nicht zugänglich.

Unter Umlaufbiegebeanspruchung versagten insgesamt fünf glatte Proben des niedrigfesteren 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa an globularen Einschlüssen, die sich in 110 μm bis 320 μm Entfernung von der Oberfläche befanden. Das vom Probeninneren ausgehende Versagen ist nicht erwartungsgemäß, da bedingt durch den Spannungsgradienten bei Umlaufbiegebeanspruchung die maximale Biegespannung direkt an der Oberfläche wirkt. Wahrscheinlich steht die Spannungskonzentration infolge der Kerbwirkung an dem Einschluss in direkter Konkurrenz zu der - durch randnahe Druckeigenstressungen -, vgl. **Abschnitt 4.1.3**, herabgesetzten örtlichen Spannung.

Insgesamt traten damit bei der niedrigsten Versuchsvariante des 42CrMo4 sechs Brüche auf, die von einem globularen Einschluss im Probeninneren ausgingen.

42CrMo4, $R_m = 1350$ MPa

Unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung versagten zehn glatte Proben des härtesten 42CrMo4, $R_m = 1350$ MPa, bei niedrigen Spannungsamplituden und bei hohen Schwingspielzahlen an globularen Einschlüssen im Probeninneren.

Unter Umlaufbiegebeanspruchung war keine Rissbildung im Probeninneren zu beobachten.

Vergleich der beiden Festigkeitsvarianten des 42CrMo4

Bei der härtesten Variante, $R_m = 1350$ MPa, des Vergütungsstahls 42CrMo4 tritt häufiger Rissinitiation an Einschlüssen im Probeninneren auf, als bei der niedrigsten Variante, $R_m = 1100$ MPa. Der größte Einschluss, der bei der niedrigsten Versuchsvariante detektiert wurde, hat eine Abmessung von $130 \mu\text{m}$, der bei der härtesten Variante eine von $133 \mu\text{m}$. Die mittlere auf der Bruchfläche nachgewiesene Einschlussgröße beträgt $47 \mu\text{m}$ für die niedrigere und $73 \mu\text{m}$ für die härteste Variante. Damit weist der Vergütungsstahl mit einer Festigkeit von $R_m = 1350$ MPa eine etwas größere, zum Versagen führende mittlere Einschlussgröße auf, als der Vergütungsstahl mit einer Festigkeit von $R_m = 1100$ MPa. Dies ist genau entgegengesetzt zu dem Ergebnis der Bestimmung der globularen Oxide nach DIN 50602 [DIN3]. Hier wurden bei der niedrigsten Variante des Vergütungsstahls mehr und auch größere Einschlüsse nachgewiesen, vgl. **Abschnitt 5.5**. Beide Unterschiede der Einschlussgrößen - die mittlere auf der Bruchfläche sowie die im Schliffbild - sind nicht signifikant.

Bei beiden Festigkeitsvarianten des Vergütungsstahls kommt es zu einer Verschiebung des Ortes der Anrissbildung von der Oberfläche (LCF, HCF) in das Werkstoffinnere (HCF, VHCF) und damit zu einem Wechsel im Schädigungsmechanismus.

Tabelle 6-4: 42CrMo4, $K_t=1$, $R = -1$, Gegenüberstellung der Unterschiede der vier Versuchsvarianten, σ_{Nk} : Nennspannungsamplitude am Abknickpunkt, N_k : Knickschwingspielzahl, k^* : Neigungsexponent der Wöhlerlinie nach dem Abknickpunkt, σ_w : Schwingfestigkeit, S_{wk} : Bauteilwechselfestigkeit, n_{ges} : Anzahl der geprüften Proben im Übergangsbereich, n_{RissPl} : Anzahl der Proben bei denen Rissbildung an einem Einschluss im Probeninneren auftrat

Varianten	$R_m = 1100$ MPa		$R_m = 1350$ MPa	
	Zug-Druck-Wechselbeanspr.	Umlaufbiegebeanspr.	Zug-Druck-Wechselbeanspr.	Umlaufbiegebeanspr.
σ_{Nk} [MPa]	594	714	694	834
N_k	$2,13 \cdot 10^5$	$2,13 \cdot 10^5$	$3,43 \cdot 10^5$	$3,43 \cdot 10^5$
k^*	32	32	32	32
σ_w bei $N = 10^6$ [MPa]	566	680	671	807
S_{wk} nach [FKM03] [MPa]	460	495	559	595
S_{wk} vs. Versuchsergebnisse	konservativ	konservativ	nicht konservativ	konservativ
$n_{ges.} (n_{RissPl})$	17 (1)	12 (5)	18 (10)	7 (0)

7 Auswertung, Interpretation und Diskussion der Ergebnisse

In diesem Abschnitt werden die Ergebnisse der fraktografischen und mikrostrukturellen Untersuchung der gebrochenen Schwingproben gemeinsam mit denen der Materialcharakterisierung interpretiert. Daraus werden für die Aluminiumlegierungen und den Vergütungsstahl die Schädigungsmechanismen bei hohen Schwingspielzahlen abgeleitet. In einem anschließenden Schritt wird die Auswirkung der beschriebenen Schädigungsmechanismen auf die Schwingfestigkeit interpretiert. Die Schädigungsmechanismen und die Schwingfestigkeit wird mit den in **Abschnitt 2** vorgestellten Literaturangaben verglichen. Für die Aluminiumlegierung EN AW-6056-T6 werden weitere Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit wie Kerbeinfluss und Eigenspannungseinfluss diskutiert.

7.1 Aluminiumlegierungen

7.1.1 Schädigungsmechanismen

Das Schwingfestigkeitsverhalten und die im VHCF-Bereich auftretenden Schädigungsmechanismen wurden an zwei über die Mg_2Si -Phase warmausscheidungsgehärtete Aluminiumknetlegierungen (EN AW-6056-T6; EN AW-6082-T5) untersucht. Bei niedrigen Spannungsamplituden bis zu hohen Schwingspielzahlen geprüfte glatte Proben beider Aluminiumlegierungen zeigen dabei ein völlig unterschiedliches fraktografisches Erscheinungsbild, **Abschnitte 6.1.1.2** und **6.2.2** und damit auch einen anderen Schädigungsmechanismus.

Schädigungsmechanismus EN AW-6082-T5

Die Legierung EN AW-6082-T5 weist eine $\langle 100 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ -orientierte doppelte Fasertextur auf, **Bild 5-18**; dies entspricht einer typischen Drahttextur [Bun71]. Bei niedrigen Spannungsamplituden und bei höheren Schwingspielzahlen findet bei den glatten Proben dieser Legierung Rissbildung an einem plateauförmigen Bereich im Probeninneren statt. Ein plateauförmiger Bereich wurde in [Cre10] und [Höp10] ebenfalls für die Legierung EN AW-6082 als Rissausgangsort im Probeninneren beobachtet, vgl. **Abschnitt 2.2**. An zwei Proben wurden an den Längsschliffen durch diese plateauförmigen Bereiche, ein bzw. zwei nebeneinanderliegende Körner mit einer von der doppelten Fasertextur der Matrix vollständig abweichenden Orientierung, nachgewiesen, **Bild 6-28** und **Bild L-1**. Bei einer Probe weist dieses Korn eine $\langle 110 \rangle$ -nahe Orientierung auf, **Bild 7-1a**, bei der anderen Probe liegt die Orientierung des großen Kornes zwischen $\langle 110 \rangle$ und $\langle 100 \rangle$, **Bild 7-1b**. Rissbildung findet in diesen, im Vergleich zum umgebenden Gefüge, sehr großen Körnern statt. Weitere, allerdings sehr kleine $\langle 110 \rangle$ -nahe orientierten Körner, wurden bei stärkerer Vergrößerung auch in dem, hauptsächlich durch Rekristallisation entstandenen, $\langle 100 \rangle$ -orientierten Bereich, **Bild 6-28**, nachgewiesen. Die Legierung EN AW-6056-T6 enthielt nicht nur vereinzelte Körner, sondern viele Körner mit einer $\langle 110 \rangle$ -nahen Orientierung; das Gefüge weist eine $\langle 110 \rangle$ -nahe Textur auf, **Bild 5-6**. Es wird vermutet, dass diese nahe $\langle 110 \rangle$ -nahe orientierten Körner beider Legierungen durch eine besondere Form der Rekristallisation, die so genannte „Particle Stimulated Nucleation“ (PSN), entstanden sind:

Generell müssen drei Instabilitätsbedingungen zur Rekristallisationskeimbildung erfüllt sein [Got01]. Die Rekristallisationskeimbildung ist immer mit Erholungsvorgängen verbunden:

- 1. Thermodynamische Instabilität; der Keim muss eine kritische Größe haben, damit er wachstumsfähig ist.
- 2. Mechanische Instabilität; es muss, z.B. durch eine inhomogene Versetzungsverteilung oder durch lokal große Subkörner, ein lokales Ungleichgewicht der treibenden Kraft herrschen, damit die Korngrenze eine definierte Bewegungsrichtung hat.

- 3. Kinetische Instabilität; der Keim muss von einer Großwinkelkorngrenze umgeben sein, da nur diese beweglich ist.

In Aluminiumlegierungen, die große primäre intermetallische Phasen ($> 1\mu\text{m}$) enthalten, kann zusätzliche Keimbildung zur Rekristallisation in den Gebieten um diese Partikel beobachtet werden [Hir84, Eng96-2]. Während der Kaltumformung kommt es zu Verformungsinkompatibilitäten an den Grenzflächen zwischen Matrix und Teilchen. Daraus resultieren eine hohe Versetzungsdichte und stark ausgeprägte Drehungen des Kristallgitters in den Gebieten um diese Teilchen (Instabilitätsbedingungen 2 und 3). Es bilden sich Deformationszonen um diese Teilchen aus. Aufgrund der damit verbundenen starken Gitterdrehungen weichen die Orientierungen der durch Erholungsvorgänge gebildeten Subkörner stark von der typischen Walztextur innerhalb der Matrix ab. Bei der anschließenden Wärmebehandlung findet Subkornwachstum in dem Gebiet um die Partikel statt. Erreichen einige Subkörner einen kritischen Durchmesser von ca. $1\mu\text{m}$ (Instabilitätsbedingung 1), so können diese auch außerhalb der Deformationszone in die umliegende Matrix wachsen [Eng96-2]. Dieser Keimbildungsschritt ist ausschlaggebend für die Texturentwicklung während der Rekristallisation. In [Eng96-2] wurden bei einer gewalzten Aluminiumlegierung die Orientierungen von ca. 40 Körnern bestimmt, die in solchen Deformationszonen während der Rekristallisation gebildet wurden. Die am häufigsten auftretenden Orientierungen sind die cube ND ($\{001\} \langle 301 \rangle$) und die P-Orientierung ($\{011\} \langle 122 \rangle$). Wobei es sich hier um die Angabe einer Walztextur handelt. In der geschweiften Klammer ist die Orientierung parallel zur Blechebene (ND: Normal direction) und in der spitzen Klammer die Orientierung parallel zur Walzrichtung angegeben. Allerdings wird in [Eng96] festgestellt, dass z.B. bei AlMn-Legierungen Keime, die durch PSN entstanden sind, einen Bereich von unterschiedlichen Orientierungen umspannen und nicht ausschließlich zu bestimmten Würfelorientierungen gehören.

Das Auftreten von PSN wird weiterhin unterstützt durch die Behinderung von Korngrenzenwanderung infolge von Ausscheidungen entlang der Korngrenzen [Eng96-2, Got01]. Die Reduzierung der Korngrenzenbeweglichkeit geschieht durch eine rücktreibende Kraft, die so genannte „Zener-Kraft“, auf die Korngrenze [Got01]. Durch die Teilchen in der Korngrenze wird Korngrenzenfläche eingespart; diese muss beim Ablösen der Teilchen - dem Wandern der Korngrenze - wieder aufgebracht werden. Durch die Behinderung der Korngrenzenwanderung ist die Instabilitätsbedingung 3 nicht erfüllt, und eine Rekristallisationskeimbildung an Korngrenzen wird erschwert [Eng96-2, Got01].

Beide Aluminiumlegierungen weisen primäre intermetallische Teilchen mit einem mittleren Durchmesser von $3\mu\text{m}$ auf und wurden einer massiven Kaltverformung (Drahtziehen) vor einer Rekristallisationsglühung unterworfen. Damit weisen beide Legierungen die Grundvoraussetzungen für die oben beschriebenen PSN auf. Bei der Legierung EN AW-6056-T6 konnte mittels TEM-Untersuchung eine Belegung der Korngrenzen durch Ausscheidungen nachgewiesen werden, **Bild 5-9**. Die Legierung EN AW-6082-T5 weist keine Ausscheidungen entlang der Korngrenzen auf, **Bild 5-22**. Durch die Tatsache, dass Ausscheidungen entlang der Korngrenze PSN begünstigen, indem sie Rekristallisation an den Korngrenzen behindern, ist zu erklären, dass der Anteil von $\langle 110 \rangle$ -nahe orientierten Körnern bei der Legierung mit Ausscheidungen entlang von Korngrenzen (EN AW-6056-T6) hoch und bei der Legierung ohne Ausscheidungen entlang der Korngrenzen (EN AW-6082-T5) sehr niedrig ist. Das Auftreten der sehr großen, durch PSN-entstandenen Körner könnte möglicherweise damit erklärt werden, dass die Orientierungsunterschiede zwischen diesen zu der umgebenden Matrix groß ist. Damit ist die Instabilitätsbedingung (3) - bewegliche Großwinkelkorngrenzen - erfüllt. Somit sind die Wachstumsbedingungen für dieses Korn schon während der primären Rekristallisation günstig. Durch un stetige Kornvergrößerung (sekundäre Rekristallisation) könnte dieses schon größere Korn in seine Umgebung mit vielen kleineren Körnern hineinwachsen. Die treibende Kraft hierbei stammt aus der Verringerung der Korngrenzenfläche [Got01].

Letztlich findet die Rissbildung bei der Legierung EN AW-6082-T5 in einem im Vergleich zur umgebenden Matrix extrem großen Korn mit einer von der doppelten Fasertextur deutlich abweichenden Orientierung statt. In dem Korn bzw. in dem Gleitsystem, das den höchsten Schmidfaktor aufweist, sollte zuerst plastische Dehnungslokalisierung stattfinden. Der Schmidfaktor ist mit

$$m = \cos \kappa \cdot \cos \lambda \quad (\text{Gl. 7-1})$$

gegeben. Wobei κ den Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitebenennormalen und λ den Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitrichtung angeben. Die Eulerwinkel sind aus den Ergebnissen der EBSD-Messung bekannt. Aus den Eulerwinkeln konnte mit den Gleichungen 6-2, 6-3 und 6-4 die Kristallrichtung [uvw] bestimmt werden, die parallel zur Drahtachsenrichtung (Zugrichtung) liegt. Nun konnten für alle 12 Gleitsysteme des kfz-Gitters, bestehend aus Gleitebenennormaler und den jeweiligen Gleitrichtungen, die Schmidfaktoren für das große Korn und die jeweils umgebende Matrix bestimmt werden. In **Tabelle 7-1** sind die jeweils größten Schmidfaktoren mit dem jeweiligen Gleitsystem für die drei unterschiedlichen Körner der zwei Proben, dargestellt. Demnach weisen die großen Körner, in denen die Rissbildung stattfand wesentlich höhere Schmidfaktoren als die umgebende Matrix auf. Damit konnte gezeigt werden, dass der Schmidfaktor in den großen Körnern im Rissausgang am größten ist. Dies ist ein Hinweis, dass hier zuerst plastische Dehnungslokalisierung stattfindet und diese die Rissbildung begünstigen kann.

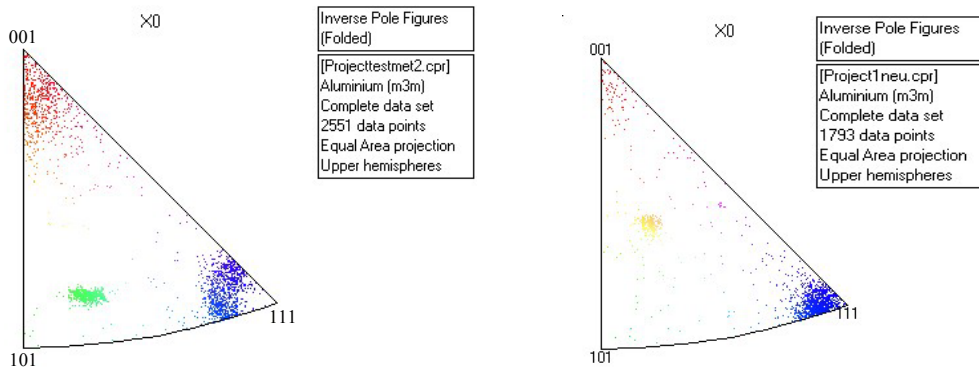


Bild 7-1: EN AW-6082-T5, Inverse Polfigur mit der Lage der $\langle 100 \rangle$ und $\langle 111 \rangle$ doppelten Fasertextur der Matrix sowie der Lage der Orientierung des großen Korns im Rissausgangsbereich, **a)** Probe Al7-12 aus **Bild 6-28**, **b)** Probe Al7-30 aus Bild L-1 (Anhang L)

In [Höp10] und [Höp11] wird für die Aluminiumknetlegierung EN AW-6082 eindeutig festgestellt, dass lokale mechanische Eigenschaften der Matrix den Rissausgangsort im VHCF-Bereich bestimmen. Wie in **Abschnitt 2.2** beschrieben, weist die Legierung EN AW-6082 im Anlieferungszustand im Vergleich zum maximal ausscheidungsgehärteten Zustand eine höhere Matrixhärte bei einer niedrigeren Zugfestigkeit auf [Höp10, Höp11]. Die Matrixhärte der im Rahmen dieser Arbeit eingesetzten Legierung EN AW-6082 konnte, aufgrund des sehr speziellen Messverfahrens (Nanoindentierung) nicht bestimmt werden. Aber aus den TEM-Untersuchungen, **Abschnitt 5.3.5.2**, ist bekannt, dass diese Legierung nicht im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand vorliegt. Sie weist lediglich GP I-Zonen und keine β'' -Ausscheidungen auf. Daraus wird geschlossen, dass ein gewisser Anteil der wesentlichen Legierungselemente Mg und Si, die zur Ausscheidungsbildung führen, in fester Lösung im Mischkristall vorliegt. In [Höp10] und [Höp11] wird die im Vergleich zum maximal ausscheidungsgehärteten Zustand höhere Matrixhärte der im Anlieferungszustand vorliegenden Legierung EN AW-6082 auf eben diese Mischkristallverfestigung zurückgeführt. Diese zeigen sowohl die hier untersuchte Legierung als auch die, die in [Höp10] und [Höp11] vorgestellt. Auch der in [Höp10] beschriebene Schädigungsmechanismus, dass bei der im Anlieferungszustand vorliegenden Legierung Versetzungsgleitung durch die höhere Matrixhärte erschwert wird und damit keine plastische Dehnungslokalisierung in Form von Gleitbändern an der Oberfläche entstehen, könnte hier vorliegen. Allerdings konnten keine Untersuchungen der Oberfläche vorgenommen werden, da die

7 Auswertung, Interpretation und Diskussion der Ergebnisse

Schwingfestigkeitsuntersuchungen an gedrehten Proben stattfanden und vor dem Beginn dieser Arbeit vorlagen, [Ber04].

Tabelle 7-1: EN AW-6082-T5, Schmidfaktoren für die unterschiedlich orientierten Körner; φ_1 , ψ , Φ_2 : Eulerwinkel, g_{11} , g_{21} , g_{31} : aus Gl.6-2 u. 6-3, m_{ber} : aus g_{11} , g_{21} , g_{31} und dem Gleitsystem nach Gleichung 7-1 berechneter Schmidfaktor, m_{REM} : mit Software hkl, vgl. **Abschnitt 4.2**, bestimmter Schmidfaktor

Probe	A17-12			A17-30		
Beschreibung	<110>-nahe großes Korn	<111>-nahe Matrix	<100>-nahe Matrix	zw. <100> u. <110> großes Korn	<111>-nahe Matrix	<100>-nahe Matrix
φ_1 [°]	195,3	132,7	350,1	321,4	55,5	355,2
ψ [°]	29,9	40,9	43,9	45,1	37,0	41,2
Φ_2 [°]	39,7	78,4	10,8	38,4	89,7	11,1
g_{11}	-0,6	-0,68	0,99	0,89	-0,66	0,99
g_{21}	0,79	0,55	-0,06	-0,14	-0,57	-0,13
g_{31}	-0,13	0,48	-0,12	-0,44	0,5	-0,06
[uvw] ₁ abge- schätzt aus g_{11} , g_{21} , g_{31}	[-68-1]	[-765]	[80-1]	[6-1-3]	[-7-65]	[7-10]
[uvw] ₂ An- gabe aus hkl- software (REM)	[-45-1]	[-654]	[60-1]	[6-1-3]	[-6-54]	[6-10]
Δ [uvw] ₁ zu [uvw] ₂ [°]	3,6	1,53	2,33	0	1,53	1,33
Gleitebene	[-111]	[1-11]	[-1-11]	[-1-11]	[111]	[-111]
Gleitrichtung	[01-1]	[10-1]	[-10-1]	[1-10]	[-101]	[101]
$ m_{ber} $	0,47	0,36	0,40	0,497	0,36	0,46
$ m_{REM} $	0,47	0,36	0,47	0,5	0,34	0,45

Der wesentliche Unterschied zwischen den in [Höp10] und [Höp11] und den hier vorgestellten Ergebnissen, ist die Existenz eines extrem großen Kornes als Rissausgang. In [Höp10, Höp11] wird ein „Supergrain [Dav07]“ im Rissausgang definitiv ausgeschlossen. Hier wurde ein extrem großes Korn, noch dazu mit einer deutlich von der Matrix abweichenden Orientierung, nachgewiesen. Die Entstehung dieses Kornes, sowie die kleinen Körner mit einer <110>-nahen Orientierung in der Matrix, wurden hier auf PSN zurückgeführt. Welche Art von Rekristallisation während des Herstellungsprozesses stattfindet bzw. ob es über-

haupt zur Rekristallisation kommt, ist von vielen Parametern abhängig. Diese variieren von Legierungscharge zu Legierungscharge und von Bedingungen des Umformens bzw. der Wärmebehandlung. Generell ist PSN eine unerwünschte Rekristallisationsform, die während des Herstellungsprozesses unterdrückt werden soll [Eng96]. Daraus folgt, dass der Schädigungsmechanismus für die hier vorliegende Charge der Aluminiumlegierung EN AW-6082-T5 nicht zwangsläufig auf eine andere Charge dieser Legierung bzw. auf andere Legierungen übertragbar ist. Es ist auch bei zukünftigen Untersuchungen unerlässlich, die vorliegende Textur und die Mikrostruktur im Rissausgangsbereich zu untersuchen. Allerdings wird das Vorhandensein eines plateauförmigen Bereiches in Form einer singulären Erscheinung auf der Bruchfläche als Hinweis gewertet, dass in diesem Bereich die Mikrostruktur eine andere sein muss als in der umgebenden Matrix.

Eine während dieser Arbeit formulierte Hypothese zum Schädigungsmechanismus im VHCF-Bereich der Legierung EN AW-6082-T5 war, dass vorhandene Leerstellenagglomerate durch die zyklische Beanspruchung koaleszieren und an diesen Agglomeraten mit einer überkritischen Größe Rissbildung einsetzt. Diese Theorie kann nicht bestätigt werden. Die zu dieser Theorie führenden Merkmale der TEM-Proben können ebenfalls an der Legierung EN AW-6056-T6 und bei weiteren TEM-Proben der Legierung EN AW-6082-T5 ohne Möglichkeit der Zuordnung zu dem jeweiligen Beanspruchungszustand (unbeansprucht- zyklisch beansprucht) gefunden werden. Sie sind wahrscheinlich ein Artefakt aus der Probenpräparation.

Zusammenfassend gilt, dass die Legierung EN AW-6082-T5 eine $\langle 100 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ -doppelte Fasertextur mit vereinzelt auftretenden, vermutlich durch PSN entstandenen Körnern, aufweist. Bei zyklischer Beanspruchung mit niedrigeren Spannungsamplituden kommt es durch die hohe Matrixhärte, aufgrund der noch vorliegenden Mischkristallverfestigung, nicht zur Dehnungslokalisierung und damit nicht zur Ausbildung von Rissinitiierung verursachenden Gleitlinien an der Oberfläche [Höp10, Höp11]. Große, vermutlich durch PSN entstandene Körner, die eine von der doppelten Fasertextur deutlich abweichende Orientierung aufweisen, haben den größten Schmidfaktor. Versetzungsgleitung kann lokal in diesen Körnern stattfinden; es kommt zur Rissbildung, wahrscheinlich entlang von bestimmten Gleitebenen in diesem Korn. Ein Bereich, der auf der Bruchfläche als plateauförmiger Bereich zu erkennen ist, bildet sich. Nachdem der Riss die Probenoberfläche erreicht hat, kann Luftsauerstoff eintreten und einen oxidischen Belag bilden, **Bild 6-28**. Dies wird durch wiederholtes Berühren der beiden geneigten Rissflanken unterstützt; es kommt zu Reibung und Mikroverformungen, **Bild 6-28**.

Der vorliegenden Schädigungsmechanismus (Rissbildung in einem vermutlich durch PSN entstandenen Korn) ist ein Schädigungsmechanismus, der mit abnehmender Spannungsamplitude und zunehmender Schwingspielzahl, also bei dem Übergang in den VHCF-Bereich auftritt. Die große Streuung der Schwingfestigkeitsergebnisse im VHCF-Bereich kann auf die unterschiedliche Lage, Größe und Orientierung dieser großen Körner, in denen die Rissbildung einsetzt, zurückgeführt werden. Dieses Ergebnis ist charakteristisch für die Legierung mit der vorliegenden Textur. Übertragbar auf andere Aluminiumlegierungen ist er nur, wenn die gleichen Grundvoraussetzungen wie doppelte Fasertextur, durch PSN entstandene Körner und wahrscheinlich auch das Vorhandensein von GP I-Zonen und der damit verbundenen Mischkristallverfestigung, gegeben sind.

Soweit der Autorin bekannt ist, liegen keine Veröffentlichungen zu einem möglichen Einfluss der Textur auf die Schwingfestigkeit und auf das Versagensverhalten von Aluminiumlegierungen vor.

Schädigungsmechanismus EN AW-6056-T6

1. Interpretation der spaltförmigen Flächen

Die bei niedrigen Spannungsamplituden und hohen Schwingspielzahlen gebrochenen Proben der Legierung EN AW-6056-T6 zeigen überwiegend spaltförmige Flächen im Rissausgangsbereich und im weiteren

Verlauf der Schwingbruchfläche, **Bild 6-9**. Die Proben, die bei hohen Spannungsamplituden und niedrigen Schwingspielzahlen versagten, weisen dagegen nur eine oder wenige spaltförmige Flächen am Rissausgang an der Oberfläche auf, **Bild 6-4**. Die spaltförmigen Flächen verlaufen entweder trans- oder interkristallin, **Bild 6-12**. Auch in [May, Sri07, Wan04, Wan06, Wan10] wurden spaltförmige Flächen im Verlauf der Schwingbruchfläche, allerdings nicht direkt am Rissausgang von Aluminiumknetlegierungen nachgewiesen. Hier wurde allerdings nicht auf den Entstehungsmechanismus dieser Spaltflächen eingegangen. Beispielsweise wird in [Wan10], wie in **Abschnitt 2.2** beschrieben, von Ermüdungsrissbildung an Ermüdungshohlräumen (fatigue voids) ausgegangen. An den hier untersuchten Proben wurden im Rissausgangsbereich sehr wenige und mit wachsendem Schwingbruch vermehrt in ihrem Erscheinungsbild mit denen aus [Wan10] vergleichbare „Mikrohohlräume“ nachgewiesen, **Bild 6-10**. Ob es sich bei diesen Hohlräumen um die in [Wan10] beschriebenen Ermüdungshohlräume handelt, kann nicht mit Sicherheit festgestellt werden. Durch die Tatsache, dass sich die Anzahl der Hohlräume mit zunehmender Risslänge erhöht, werden diese Hohlräume nicht als möglicher Rissausgang in Betracht gezogen.

Der Anteil der spaltförmigen Flächen, der entlang von Korngrenzen verläuft, wird auf die ausscheidungs-freien Zonen entlang der Korngrenze und zusätzlich noch auf die Belegung der Korngrenzen mit 20-30 nm großen stäbchenförmigen Ausscheidungen des Typs Mg, Si, Cu (Q'-Phasen) zurückgeführt, **Bild 5-9**. Die ausscheidungs-freien Säume entlang der Korngrenzen weisen eine niedrigere Festigkeit als die Matrix auf. Vermutlich ist hier, durch Fehlen dieser Ausscheidungen und durch Fehlen von Dispersoiden, Versetzungsgleitung möglich. Damit dürfte eine Dehnungslokalisierung in den ausscheidungs-freien Säumen der Korngrenzen stattfinden. In [Chr91] ist dargestellt, dass die Rissbildung an der Oberfläche der Legierung AlZnMgCu_{0,5} im LCF-Bereich ebenfalls interkristallin verläuft. Als Ursache werden auch hier ausscheidungs-freien Säume entlang der Korngrenzen angegeben.

Zur Interpretation der transkristallin verlaufenden, spaltförmigen Flächen werden die folgenden Ergebnisse zusammengeführt:

Bei der Legierung EN AW-6056-T6 wurden linienhaft angeordnete, nadelförmige β'' -Ausscheidungen bevorzugt entlang von $\{100\}$ -Ebenen, **Bild 5-11**, nachgewiesen. Aus [Hat90, Ban10] ist bekannt, dass die festigkeitssteigernden Ausscheidungen sich eben auf diesen $\{100\}$ -Ebenen sowie auf den $\{110\}$ -Ebenen bilden. An insgesamt vier zyklisch beanspruchten Proben wurden senkrecht zueinander stehende Rissverläufe nachgewiesen, z. B. **Bild 6-12**. Die $\{100\}$ - und die $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters sind senkrecht zueinander stehende Ebenen. Zusätzlich konnte an einem Längsschliff durch den Rissausgang gezeigt werden, dass die spaltförmigen Flächen wahrscheinlich den $\{110\}$ -Ebenen entsprechen, **Bild 6-14** und **Tabelle 6-2**. Aus den aufgeführten Hinweisen, dass die transkristallin verlaufenden, spaltförmigen Flächen den $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters entsprechen, und der Tatsache, dass linienhaft angeordnete, nadelförmige β'' -Ausscheidungen bevorzugt entlang von $\{110\}$ -Ebenen ausgeschieden werden [Hat90, Ban10], wird geschlossen, dass sich der Schwingungs-riss bevorzugt auf eben diesen, durch β'' -Ausscheidungen belegten, $\{110\}$ -Ebenen ausbreitet und möglicherweise dort auch bildet. Ob die Rissbildung entlang dieser $\{110\}$ -Ebenen oder entlang der ausscheidungs-freien Säume an den Korngrenzen bzw. Tripelpunkten stattfindet, kann nicht mit Sicherheit festgestellt werden. Sowohl im Rissausgangsbereich, als auch im weiteren Verlauf der Schwingbruchfläche existiert beides: transkristalline spaltförmige Flächen und Tripelpunkte von Korngrenzen, **Bild 6-10**. Dagegen zeigt die Legierung EN AW-6082-T5 nur eine, in ihrer Ausdehnung nur wenige Atomlagen umfassende Vorstufe zu den β'' -Ausscheidungen, die GP I-Zonen entlang von $\{100\}$ und $\{110\}$ -Ebenen, **Bild 5-24**. Sie besitzt auch keine Ausscheidungen entlang der Korngrenzen, **Bild 5-22**. Die bis zum Bruch zyklisch beanspruchten Proben dieser Legierung zeigen auch keine spaltförmigen Flächen, weder im Rissausgangsbereich, noch im weiteren Verlauf des Schwingbruches, sondern einen plateauförmigen Bereich, **Bild 6-27**. Damit scheinen diese, noch kein kris-

tallografisches Gitter aufweisenden, nur wenige Atomlagen dicken GP I-Zonen, keine Rissbildung und Risswachstum in Form von spaltförmigen Flächen hervorzurufen.

Ob die $\langle 110 \rangle$ -nahe Textur der Legierung EN AW-6056-T6, **Bild 5-6**, das Versagen entlang von $\{110\}$ -Ebenen begünstigt oder nicht, kann hier nicht festgestellt werden. Hierzu wären Ergebnisse von fraktografischen und mikrostrukturellen Untersuchungen von zyklisch beanspruchten Aluminiumproben wünschenswert, z. B. mit einer doppelten Fasertextur mit β'' -Ausscheidungen entlang $\{110\}$ -Ebenen.

Bei der TEM-Untersuchung zweier bei niedrigen Spannungsamplituden gebrochenen Proben der Legierung EN AW-6056-T6 und bei zwei Proben der Legierung EN AW-6082-T5 konnten keine Hinweise auf geschnittene Ausscheidungen gefunden werden. Die Theorie, dass durch wiederholtes Schneiden der Teilchen im Verlauf vieler Belastungszyklen die Teilchenhärtung lokal teilweise oder fast ganz abgebaut wird [Chr91, Chr98, Mug84, Tao04], vgl. **Abschnitt 2.2**, konnte hier nicht bestätigt werden. In [Chr91] durchgeführte Untersuchungen an der technischen Legierung AlZnMgCu0,5 im maximal ausscheidungsgehärteten Zustand zeigen ebenfalls keine Hinweise auf Schneidprozesse.

Planare Versetzungsanordnung konnte im TEM nur in einem Korn bei einer mit niedrigen Spannungsamplituden geprüften Probe nachgewiesen werden, **Bild 6-13a**. In allen anderen, hier betrachteten Körnern (insgesamt an drei TEM-Proben), zeigten sich keinerlei spezielle Versetzungsanordnungen. Zu erkennen sind lediglich Versetzungen, die sich zwischen den Teilchen aufspannen und durch diese in ihrer Bewegung behindert zu sein scheinen, **Bild 6-13b**. Eine vergleichbare Konstellation zwischen Versetzungen und Ausscheidungen wurde auch in [Chr91] an der technischen Legierung AlZnMgCu0,5 nachgewiesen. In [Chr91] wird daraus geschlossen, dass der Abstand der festigkeitssteigernden Teilchen zu gering ist, um die Bildung von Versetzungswänden einer Zellstruktur zwischen den Ausscheidungen zu ermöglichen. Deshalb wird aus den eigenen Ergebnissen an der Legierung EN AW-6056-T6 gefolgert, dass bei niedrigen Spannungsamplituden keine globale Umordnung von Versetzungen zu speziellen Versetzungsstrukturen stattfindet. Lokal in einigen, wahrscheinlich günstig orientierten Körnern mit eventuell weniger, die Versetzungsgleitung behindernden Dispersoiden bzw. plattenförmigen Ausscheidungen, kann sich eine planare Versetzungsanordnung bilden.

Eine während der Untersuchungen zunächst entwickelte Hypothese, dass sich die spaltförmigen Flächen an kristallografischen Ebenen bilden, auf denen Versetzungsgleitung und Aufstau stattgefunden hat, also den $\{111\}$ -Ebenen, wurde verworfen. Die zahlreichen abknickenden Nebenrisse, z.B. **Bild 6-12d**, zeigen in jedem Fall einen 90° -Winkel. Zwei aufeinander stehende $\{111\}$ -Ebenen schließen aber einen Winkel von 70° ein. Damit können die spaltförmigen Flächen nicht den $\{111\}$ -Ebenen entsprechen.

2. Hypothese zum Wechsel des Ortes der Rissbildung mit abnehmender Spannungsamplitude

Bei den unterbrochenen Schwingversuchen, **Abschnitt 4.2.2.3**, wurde eine Veränderung der Probenoberfläche durch die zyklische Beanspruchung festgestellt. Bei hohen Spannungsamplituden konnten Gleitlinien auf der Probenoberfläche nachgewiesen werden. Diese ergeben aber nicht den Rissausgangsort, **Bild 6-4**. Zusätzlich zu der Entwicklung von Gleitlinien konnten „Aufklaffungen“, wie beispielhaft in **Bild 6-8a** dargestellt, beobachtet werden. Diese werden in Anlehnung an **Bild 6-4d** als Aufklaffungen einer Korngrenze interpretiert. Wie oben bereits beschrieben, kommt es möglicherweise zu Versetzungsgleitung in den ausscheidungsfreien Säumen entlang der Korngrenzen. An Stellen wo diese ausscheidungsfreien Säume an die Probenoberfläche treten, können diese aufklaffen und bilden somit Mikrorisse. Bei denjenigen ausscheidungsfreien Säumen, die im Kornverbund liegen, werden diese Trennungen und damit Rissbildung durch den Kornzusammenhang eher unterdrückt. Diese Korngrenzentrennungen an der Probenoberfläche stellen Bereiche erhöhter Spannungskonzentration dar. Die Mikrorisse orientieren sich im Rissstadium I entweder noch an den weicheren ausscheidungsfreien Zonen der Korngrenzen oder ebenfalls entlang der

durch Ausscheidungen belegten $\{110\}$ -Ebenen (transkristallin). Sobald die Spannungskonzentration hoch genug ist, gegeben durch die hohe äußere Spannungsamplitude und die Größe des Mikrorisses, findet der Übergang zum Rissstadium II statt. Dieses ist durch transkristallines Risswachstum senkrecht zu der von außen angelegten Spannungsamplitude gekennzeichnet. Dabei orientiert sich der Rissverlauf nicht an der Mikrostruktur. Das fraktografische Erscheinungsbild ist eine transkristalline, gefiederte Bruchmikrostruktur des senkrecht zur Probenachse verlaufenden Schwingbruchs, **Bild 6-4**. Damit wird bei hohen Spannungsamplituden der Schädigungsmechanismus durch Versetzungsgleitung in den ausscheidungsfreien Säumen entlang der Korngrenzen bestimmt.

Bei niedrigen Spannungsamplituden reichen diese nicht mehr aus, um massive Versetzungsumordnung in den ausscheidungsfreien Säumen hervorzurufen; es kommt nicht zu „Aufklaffungen“ an der Oberfläche, vgl. **Tabelle 6-1**. Die während des Ermüdungsversuchs gebildeten Gleitbänder führen selbst bei hoher Spannungsamplitude nicht zu einem Versagen; demnach auch erst recht nicht bei niedriger Spannungsamplitude. Dazu kommt noch, dass die bei niedriger Spannungsamplitude gebildeten Gleitbänder auch unscheinbarer sind. In der vorliegenden Arbeit wurden keine Rauheitsmessungen vorgenommen, sondern nur der optische Eindruck bewertet. Aber aus [Stö10] und [Höp10] und anderen ist bekannt, dass die Aufrauung der Oberfläche durch Gleitlinien mit abnehmender Spannungsamplitude ebenfalls abnimmt. Damit entstehen an der Oberfläche keine Orte mit hinreichend hoher Spannungskonzentration, die zur Rissinitiation führen könnten. Rissbildung und -wachstum findet im Probeninneren entlang der durch β'' -Ausscheidungen belegten $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters, statt.

7.1.2 Einflussfaktoren auf die Schwingfestigkeit

Werkstoffeinfluss (Einfluss der Textur und des Ausscheidungszustandes)

Die Aluminiumknetlegierungen EN AW-6056-T6 und EN AW-6082-T5 zeigen beide einen vergleichbaren Schwingfestigkeitsabfall nach $N \approx 10^6$ Schwingspielen, **Bild 7-2**. Die ermittelten Neigungsexponenten von $k^* = 16$ stimmen mit denen in der Literatur beschriebenen gut überein, **Tabelle 2-3**. Die stark unterschiedlichen Neigungen der Wöhlerlinien im Zeitfestigkeitsbereich der beiden Legierungen und damit auch der Schnittpunkt beider Wöhlerlinien, sind im Wesentlichen auf die geringe geprüfte Probenanzahl zurückzuführen. Bei beiden Legierungen versagen die glatten Proben bei niedrigen Schwingspielzahlen von der Oberfläche aus, bei höheren Schwingspielzahlen findet die Rissbildung im Probeninneren statt. Unterschiede existieren bei den vorherrschenden Schädigungsmechanismen, **Abschnitt 7.1.1**. Nicht erwartungsgemäß ist, dass die Legierung mit der höheren Zugfestigkeit - EN AW-6056-T6 - die niedrigere Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich aufweist. Zwei grundsätzliche mögliche Ursachen hierfür sollen im Folgenden diskutiert werden: Unterschiede in der Ermüdungsfestigkeit der Oberfläche beider Legierungen sowie Unterschiede in der Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffinneren. Zur Verdeutlichung wird die Wöhlerlinie der Legierung EN AW-6082-T5 als Referenzwöhlerlinie und die Wöhlerlinie der Legierung EN AW-6056-T6 in Relation dazu betrachtet.

Vergleichbare Druckeigenstressungen bis zu einer Tiefe von etwa $50\ \mu\text{m}$ existieren bei den Proben beider Legierungen, vgl. **Abschnitt 4.1.3**. Damit nehmen diese keinen Einfluss auf die Lage der beiden Wöhlerlinien zueinander. Die Oberflächen der glatten Proben beider Legierungen weisen Unterschiede auf. Die Proben der Legierung EN AW-6082-T5 sind gedreht; die der Legierung EN AW-6056-T6 sind mechanisch poliert. Erfahrungsgemäß und in Anlehnung an die zweifache Wöhlerlinie, vgl. **Bild 2-4**, sollte damit die Schwingfestigkeit der Oberfläche der Legierung EN AW-6056-T6 zu höheren Werten verschoben sein, was aber nicht der Fall ist. Ab einer Schwingspielzahl von $N = 10^6$ Schwingspielen verlaufen beide Wöhlerlinien parallel zueinander; dies ist auch der Bereich, in dem Rissbildung im Probeninneren stattfindet.

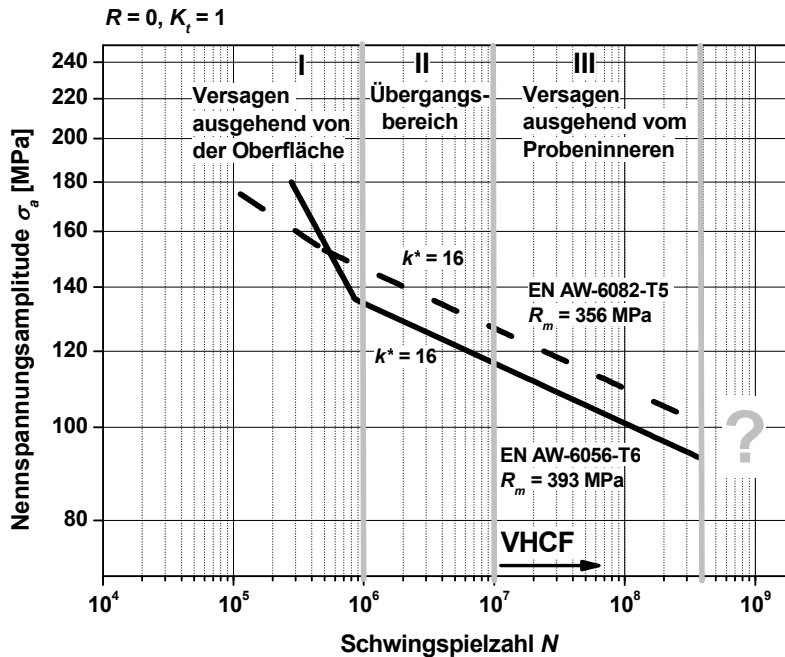


Bild 7-2: Schwingfestigkeitsverhalten der Aluminiumknetlegierungen EN AW-6056-T6 und EN AW-6082-T5 im Vergleich

Daraus folgt, dass der unterschiedliche Schädigungsmechanismus der Rissbildung im Probeninneren beider Legierungen zu der nicht erwartungsgemäßen Lage der Wöhlerlinien führt: Die Legierung mit der höheren Zugfestigkeit EN AW-6056-T6, weist die niedrigere Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich auf. Die Bildung von spaltförmigen Flächen entlang der von β'' -Ausscheidungen belegten $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters scheint die Ermüdungsfestigkeit der Legierung EN AW-6056-T6 im Vergleich zu der Legierung EN AW-6082-T5 zu niedrigeren Werten zu verschieben. Die GP I-Zonen der Legierung EN AW-6082-T5 verursachen kein spaltförmiges Versagen. Die β'' -Ausscheidungen kennzeichnen den maximal ausscheidungsgehärteten Zustand, d. h. die statische Festigkeit ist in diesem Zustand maximal. Die festigkeitssteigernde Wirkung der β'' -Ausscheidungen auf die statische Zugfestigkeit scheint allerdings auf die Schwingfestigkeit nicht im gleichen Ausmaß gegeben. Dies wird darauf zurückgeführt, dass die Ausscheidungen bei einsinniger plastischer Verformung ihre maximale Wirksamkeit bei der Wechselwirkung mit Versetzungen besitzen. Bei einer hohen, von außen angelegten Spannung, sind Versetzungen gleitfähig und können die Ausscheidungen unter einem erhöhten Kraftaufwand entweder schneiden oder umgehen. Bei zyklischer Beanspruchung mit kleinen Spannungsamplituden findet, wie in **Abschnitt 7.1.1**, beschrieben, keine oder nur in einigen Körnern lokalisierte Versetzungsgleitung statt. Die Wechselwirkung zwischen den β'' -Ausscheidungen und den Versetzungen, auf der letztendlich die Festigkeitssteigerung beruht, unterbleibt. Die Legierung versagt vielmehr entlang der durch die Ausscheidungen belegten kristallografischen Ebenen. Inwieweit die Korngröße und die $\langle 110 \rangle$ -nahe Textur die Rissinitiation entlang von spaltförmigen Flächen zusätzlich noch begünstigen, kann hier nicht festgestellt werden. Hierzu wären vergleichende Untersuchungen mit gleicher Textur und unterschiedlichem Ausscheidungszustand sowie mit unterschiedlicher Textur bei gleichem Ausscheidungszustand notwendig.

Die wesentlichen Ergebnisse sowie die Interpretation des Schädigungsmechanismus an glatten Proben der beiden Aluminiumlegierungen EN AW-6056-T6 und EN AW-6082-T5 sind in **Tabelle 7-2** zusammengefasst.

Tabelle 7-2: EN AW-6056-T6 und EN AW-6082-T5, Gegenüberstellung relevanter Einzelergebnisse und der daraus abgeleiteten Schädigungsmechanismen, ¹⁾: aus [Hat90, Ban10]

	EN AW-6056-T6	EN AW-6082-T5
R_m [MPa]	393	356 [Ber04]
Textur	<110>-nahe	<100> <111> doppelte Fasertextur, einzelne durch PSN entstandene Körner
Ausscheidungszustand der festigkeitsteigernden Ausscheidungen	GPII-Zonen entlang der {100} und {110} ¹⁾ Ebenen	GPI-Zonen entlang der {100} und {110} Ebenen
Ausscheidungszustand an Korngrenzen	Ausscheidungen und ausscheidungsfreie Zonen entlang der Korngrenzen	keine Ausscheidungen und keine ausscheidungsfreie Zonen entlang der Korngrenzen
Oberflächenzustand der Schwingproben	mechanisch poliert	gedreht [Ber04]
Schwingfestigkeit bei $N = 10^7$	117	127 [Ber04]
Neigungsexponent k^*	16	16
Fraktografisches Erscheinungsbild bei Rissbildung an der Oberfläche	„Aufklaffungen“ an der Oberfläche und kleine spaltförmige Flächen, gefiederte Bruchmikrostruktur	Rissbildung an Drehriefen, gefiederte Bruchmikrostruktur
Fraktografisches Erscheinungsbild bei Rissbildung im Probeninneren	spaltförmige Flächen	plateauförmiger Bereich
Längsschliff durch den Rissausgang im Probeninneren und EBSD-Messung	spaltförmige Flächen verlaufen entlang der {110}-Ebenen	großes Korn mit von der Matrix abweichender Orientierung und größtem Schmidfaktor
Schädigungsmechanismus bei Rissbildung an der Oberfläche	Dehnungslokalisierung findet in den ausscheidungsfreien Zonen entlang der Korngrenzen statt, bei Durchtritt dieser an die Oberfläche können sie aufklaffen	keine Untersuchung möglich, da Probenoberflächen im gedrehten Zustand vorlagen
Schädigungsmechanismus bei Rissbildung im Probeninneren	spaltförmige Flächen verlaufen entlang der durch GPII-Zonen belegten {110}-Ebenen	in dem durch PSN entstandenen großen Korn (höchster Schmidfaktor) findet Dehnungslokalisierung und Rissbildung statt
Auswirkung des Ausscheidungszustands auf die Schwingfestigkeit im VHCF-Bereich	GPII-Zonen erniedrigen die Schwingfestigkeit	GPI-Zonen erniedrigen die Schwingfestigkeit nicht

Kerbeinfluss

In **Bild 7-3** sind die Wöhlerlinien der glatten, der schwach und der stark gekerbten Proben der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 aufgetragen. Mit den durchgeführten Untersuchungen zum Kerbeinfluss, **Bild 7-3**, konnte die Hypothese von Tanaka und Mura [Mur99] zum Kerbeinfluss bei hohen Schwingspielzahlen, **Bild 2-8, Abschnitt 2**, nicht bestätigt werden. Sie gehen davon aus, dass die Differenz der Schwingfestigkeiten unterschiedlich stark gekerbter Proben mit zunehmender Lebensdauer geringer wird [Tan04, Luk01]. Der Neigungsexponent k^* der Wöhlerlinien nimmt mit zunehmendem Kerbfaktor nur unwesentlich ($k^* = 16$ für $K_t = 1$ im Vergleich zu $k^* = 20$ für $K_t = 1,75$) bzw. überhaupt nicht zu ($k^* = 20$ für $K_t = 1,75$ im Vergleich zu $k^* = 19$ für $K_t = 4,7$). Ein hypothetischer Schnittpunkt der Wöhlerlinie der glatten Proben mit derjenigen der schwach gekerbten Proben, liegt bei $N \approx 10^{23}$ Schwingspielen. Dies gilt nur unter der Annahme, dass der lineare Verlauf der Wöhlerlinien mit dem im untersuchten Schwingspielzahlbereich bestimmten Neigungsexponenten k^* extrapoliert wird. Damit ist nicht zu erkennen, dass in technisch relevanten oder auch im Labor zu überprüfenden Lebensdauern die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffinneren (Wöhlerlinie glatter Proben) die Schwingfestigkeit der gekerbten Proben beeinflusst. Selbstverständlich darf der im untersuchten Schwingspielzahlbereich linear ausgewertete Neigungsexponent k^* nicht zu solch hohen Schwingspielzahlen extrapoliert werden.

Dass die Theorie von Tanaka und Mura [Mur99] nicht bestätigt werden konnte, ist wahrscheinlich darauf zurückzuführen, dass im Rahmen dieser Arbeit ein Werkstoff mit kubisch-flächenzentriertem Gitter und als Grundlage der schematischen Wöhlerlinienverläufe in **Bild 2-8** ein Werkstoff mit kubisch-raumzentriertem Gitter untersucht wurden. Glatte Proben hochfester Stähle weisen eine geringere Neigung der Wöhlerlinie im VHCF-Bereich auf als Aluminiumlegierungen, vgl. **Tabelle 2-4** mit **Tabelle 2-3** und **Abschnitt 7.2**. Zusätzlich beobachtet wurde, dass mit zunehmender Kerbformzahl K_t die Neigung der Legierung EN AW-6056-T6 im Rissausgang abnimmt spaltförmige Flächen zu bilden. Bei den glatten Proben besteht bei niedrigen Spannungsamplituden fast der gesamte Schwingbruch aus spaltförmigen Flächen, **Bild 6-9**. Bei den schwach gekerbten Proben konnten spaltförmige Flächen nur vereinzelt im Rissausgang im Kerbgrund, **Bild 6-16**, und bei den stark gekerbten Proben überhaupt nicht nachgewiesen werden.

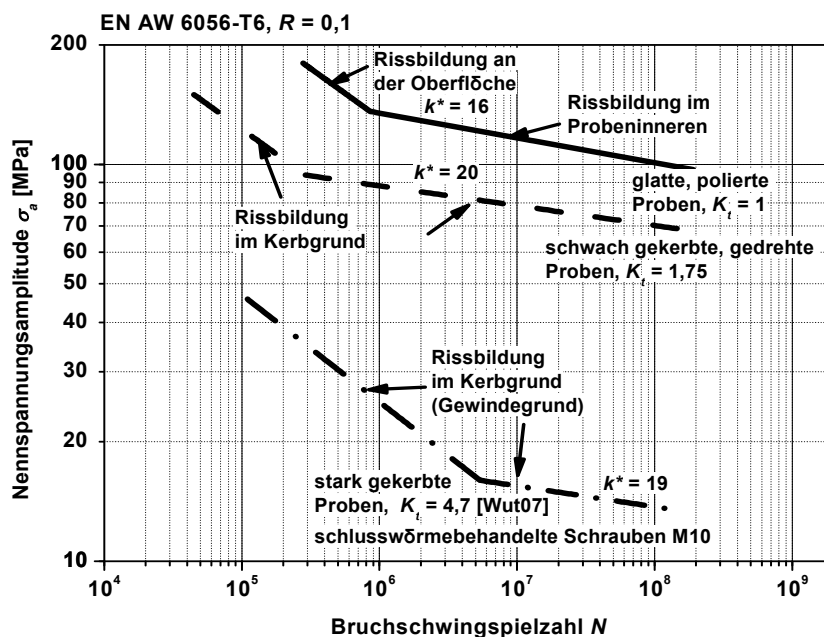


Bild 7-3: Kerbeinfluss am Beispiel der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 ohne bewusst eingebrachte Eigenspannungen

Eigenspannungseinfluss

In **Bild 7-4** sind die Ergebnisse der kugelgestrahlten und der gedrehten, schwach gekerbten Proben sowie der schlussgewalzten und der schlusswärmebehandelten Schrauben (stark gekerbte Proben) einander gegenübergestellt. Dass die schlussgewalzten Schrauben bei niedrigen Mittelspannungen eine deutlich höhere Schwingfestigkeit aufweisen als die schlusswärmebehandelten, wurde bereits in **Abschnitt 6.1.3.2** diskutiert. Die Eigenspannungen, vgl. **Tabelle 4-3**, scheinen einen horizontalen Verlauf der Wöhlerlinie im VHCF-Bereich zu begünstigen. Das Versagen ging in allen Fällen von der Oberfläche aus. Der angenommene Schnittpunkt der Wöhlerlinie der glatten Proben - Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffinneren - und der der gekerbten, kugelgestrahlten Proben liegt bei $N \approx 2 \cdot 10^{10}$. Ab diesem Punkt könnte theoretisch das Versagen unterhalb der Probenoberfläche auftreten. Die kugelgestrahlten Proben weisen aufgrund einer wahrscheinlich nicht ganz optimalen Kugelstrahlbehandlung keine besonders hohen Druckeigenspannungen auf, vgl. **Abschnitt 4.1.3**. Zusammen mit der Tatsache, dass das Versagen an den durch das Kugelstrahlen entstandenen Mulden einsetzt, ist die Schwingfestigkeit bis zu einem Schnittpunkt bei $N = 10^8$ niedriger als die der gedrehten, gekerbten Proben. Bei optimaler Kugelstrahlbehandlung wird eine deutlich höhere Schwingfestigkeit erwartet. Dann kommt es bei wesentlich niedrigeren Schwingspielzahlen zu dem Schnittpunkt der Wöhlerlinie der gestrahlten, gekerbten Proben mit der Wöhlerlinie der glatten Proben. Das heißt, die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffinneren ist dann die maßgebliche. Dieser Sachverhalt wird so auch in [Och07] gezeigt. Ein horizontaler Verlauf der Wöhlerlinie wird in [Och07] selbst für glatte kugelgestrahlte Proben eines bainitischen Kugelgrafitgusses gefunden, **Abschnitt 2.1.5**: Allerdings nur bis zu dem Schnittpunkt mit der abfallenden Wöhlerlinie der glatten, nicht kugelgestrahlten Proben.

Zusammenfassend kann festgestellt werden: Druckeigenspannungen erhöhen die Schwingfestigkeit der gekerbten Proben maßgeblich und begünstigen einen horizontalen Verlauf der Wöhlerlinie. Damit wirken sich gezielt eingebrachte Druckeigenspannungen an dieser Aluminiumknetlegierung (gekerbte Proben, Zug-Druck-Schwellbeanspruchung) im untersuchten Schwingspielzahlbereich äußerst positiv aus.

Eine mögliche Erklärung zur Begünstigung des horizontalen Verlaufs der Wöhlerlinie bei randdruckeigenspannungsbehafteten Proben soll im Folgenden unter Verwendung des in [Liu01] und [Scha02] beschriebenen Einflusses der Eigenspannungen auf die Schwingfestigkeit, gegeben werden: Hier [Liu01] wird davon ausgegangen, dass bei Überschreiten der örtlichen Schwingfestigkeit im Kerbgrund ein Anriss gebildet wird, dieser aber bei einer bestimmten Risslänge stehen bleibt. Diese Risslänge ergibt sich aus Überlagerung der geometriebedingten Spannungsüberhöhung am Kerbgrund und dem Tiefenverlauf der Druckeigenspannungen. Bei niedrigen Spannungsamplituden können sich Mikrorisse in der Kerbe zwar bilden, aber nur bis zum Bereich der maximalen Druckeigenspannungen wachsen. Damit scheint im VHCF-Bereich bei den eigenspannungsbehafteten Proben - anders als bei den nicht eigenspannungsbehafteten Proben - nicht die Rissbildung sondern das Risswachstum (bzw. der Rissstopp) die maßgebliche Einflussgröße auf die Schwingfestigkeit zu sein. Der horizontale Verlauf der Wöhlerlinie wäre dann durch die nichtwachstumsfähigen Risse zu erklären.

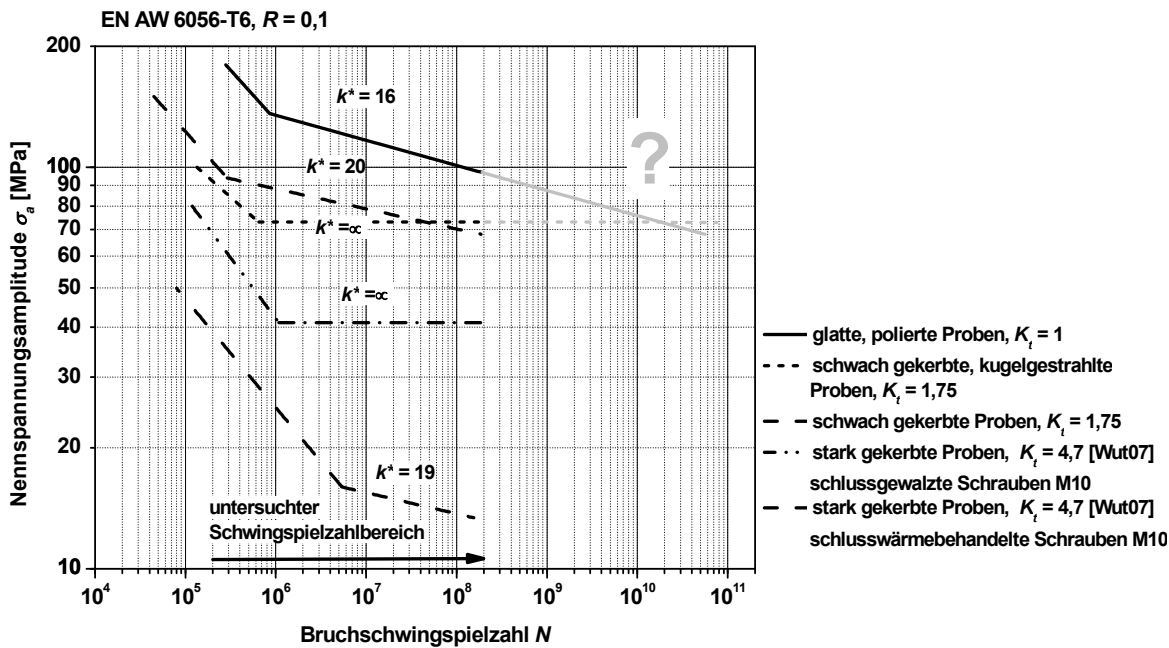


Bild 7-4: Eigenspannungseinfluss am Beispiel der Legierung EN AW-6056-T6

7.2 Vergütungsstahl

7.2.1 Schädigungsmechanismus

In **Bild 7-5** sind die Schwingfestigkeitsergebnisse der in dieser Arbeit vorgestellten vier Versuchsvarianten des Vergütungsstahls in Form der normierten Wöhlerlinie dargestellt, vgl. **Abschnitt 6.3.1**. Hierbei ergibt sich ein Abfall der Schwingfestigkeit ab der Knickschwingungszahl von $N_k = 2,1 \cdot 10^5$ im VHCF-Bereich mit einem Neigungsexponenten von $k^* = 32$. Die im Modell der zweifachen Wöhlerlinie, **Bild 2-4**, gezeigte Einteilung der Lebensdauer in vier Bereiche wird für das hier vorgestellte Schwingfestigkeitsverhalten des Vergütungsstahls übernommen: Rissbildung an der Oberfläche findet nur bis zu einer Schwingungszahl von $N \approx 10^5$ Schwingungen statt, Bereich I. Bei höheren Schwingungszahlen tritt zusätzlich noch Rissbildung an globularen, oxidischen Einschlüssen im Probeninneren auf, Bereich II. Danach schließt sich im Modell der zweifachen Wöhlerlinie der Bereich III an, der durch ausschließliche oder weitgehende Rissbildung im Probeninneren gekennzeichnet ist. Als Beginn des Bereiches III wurde die Schwingungszahl $N \approx 2 \cdot 10^6$ gewählt. Die Proben, die bei noch höheren Schwingungszahlen von der Oberfläche aus versagten, wurden im Wesentlichen unter Umlaufbiegebeanspruchung geprüft. Das heißt, die örtliche Spannung an der Oberfläche ist infolge des Spannungsgradienten bei Biegebeanspruchung am höchsten. Dass diese Proben von der Oberfläche aus versagen, ist somit erwartungsgemäß. Abweichend von dieser Erwartung versagten einige der Umlaufbiegeproben bei höheren Schwingungszahlen an Einschlüssen im Probeninneren. Der Übergang zu Bereich IV befindet sich jenseits des untersuchten Schwingungszahlbereichs. Zusammenfassend und in Anlehnung an die in Abschnitt 1 formulierten Beobachtungen, die zu Forschungsaktivitäten im VHCF-Bereich führen, kann für den Vergütungsstahl festgestellt werden: Es treten Brüche oberhalb von 10^7 Schwingungen bei Spannungsamplituden auf, die deutlich unterhalb der konventionell ermittelten Dauerfestigkeit liegen. Die nach dem $\arcsin \sqrt{p}$ -Verfahren [Den89] „konventionell ermittelte Dauerfestigkeit“ ergibt sich durch Nichtberücksichtigen der Brüche, die nach der Grenzschwingungszahlen von $N = 1 \cdot 10^7$ auftraten; diese sind in **Bild 7-5** eingetragen. Beim Übergang von LCF zu VHCF kommt es zu einer Verschiebung des Ortes der Anrissbildung von der Oberfläche in das Werkstoffinnere hinein und damit zu einem anderen Schädigungsmechanismus.

Damit stimmen die erhaltenen Ergebnisse zum Schwingfestigkeitsverhalten eines Standard-Vergütungsstahls mit den beiden Festigkeiten $R_m = 1100 \text{ MPa}$ und $R_m = 1350 \text{ MPa}$ mit denen der wesent-

lich höherfesten Stählen in der Literatur überein. Das bedeutet für den Anwender, dass nicht nur für sehr hochfeste Stähle, wie z.B. Wälzlagerstähle [Man01, Sak01], ein Schwingfestigkeitsabfall im VHCF-Bereich zu berücksichtigen ist, sondern auch schon für einen „Standard“-Vergütungsstahl.

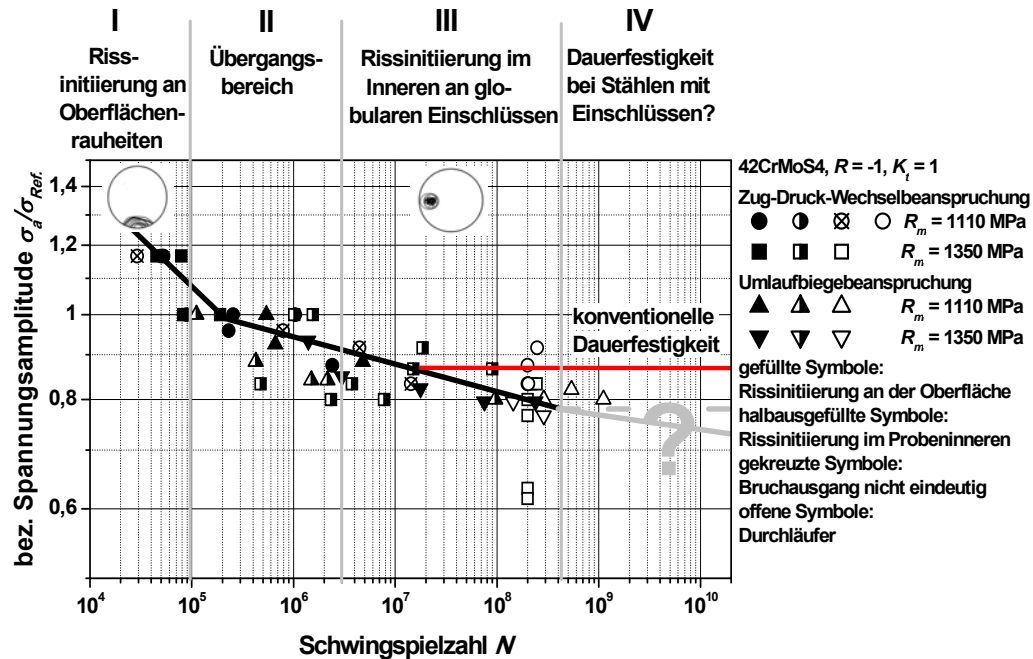


Bild 7-5: Schwingfestigkeitsverhalten des Vergütungsstahls 42CrMo4 am Beispiel der normierten Wöhlerlinie

Wie bei den Aluminiumlegierungen, **Abschnitt 7.1**, findet auch bei dem Vergütungsstahl bei hohen Spannungsamplituden und niedrigen Schwingspielzahlen, **Bild 7-5**, Rissinitiation an der Oberfläche statt. Beim Übergang von Bereich I zu Bereich II kommt es zu einem Wechsel des Rissausgangsortes. Mit abnehmender Spannungsamplitude tritt vermehrt Versagen an Einschlüssen im Probeninneren auf.

Bei hohen Spannungsamplituden kommt es zur Bildung von Gleitlinien an der Probenoberfläche; bei niedrigen Spannungsamplituden dagegen nicht, **Tabelle 6-3**. Es findet nur teilweise Rissbildung an diesen Gleitlinien statt. Bei hinreichend großen, anderen Oberflächenbeschädigungen bzw. Einschlüssen direkt an der Oberfläche bestimmen die Gleitlinien nicht zwangsläufig den Rissausgang, **Abschnitt 6.3.2**.

Bei der Materialcharakterisierung, **Abschnitt 5.5.4**, wurde ein Längsschliff durch einen globularen Einschluss angefertigt, **Bild 5-29**. Ein weiterer Längsschliff wurde durch einen Einschluss erstellt, der im Ermüdungsversuch tatsächlich zum Versagen führte, **Bild 6-33**. An beiden Längsschliffen sind hierbei spitz zulaufende Ablösungen der Matrix von dem Einschluss zu erkennen. Nach [Ble01] sind die globularen Oxide mit einer Vickershärte - je nach chemischer Zusammensetzung - von 930 HV bis 2200 HV, zu hart, um bei der Warmumformung mit eingeformt zu werden. Aus diesem Grund ist dort das Auftreten von Mikrorissen sowie von Zugeigenspannungen an der Phasengrenzfläche zwischen Einschluss und Matrix wahrscheinlich [Ble01], vgl. **Abschnitt 2.3**. Damit sind die Ablösungen zwischen Einschluss und Matrix definitiv durch die Warmformgebung entstanden. Der in **Bild 6-34b** gezeigte Einschluss ist in mehrere Teilstücke zerbrochen. Ob das spröde Versagen des Einschlusses während der Warmformgebung bzw. im Verlauf des Herstellungsprozesses oder durch die zyklische Beanspruchung stattgefunden hat, kann hier nicht eindeutig festgestellt werden. An der Bruchfläche, an der der Einschluss herausgefallen war, konnte aber keine Gleitbandbildung an der Grenzfläche zwischen Einschluss und Matrix nachgewiesen werden, **Bild 6-35**. Damit können die von [Tan82] vorgestellten Schädigungsmechanismen im Falle des hier untersuchten Vergütungsstahls nicht bestätigt werden. [Tan82] formulierte:

- An der freien Phasengrenzfläche zwischen Einschluss und Matrix bilden sich Gleitbänder, die aufgrund der sich einstellenden Spannungskonzentration als mögliche Rissausgangsorte wirken.
- Durch Zusammentreffen zweier aktiver Gleitbänder zerbrechen die Einschlüsse.

Bei beiden Varianten des Vergütungsstahls sind die Oxide globular eingeformt, weisen eine sulfidische Umhüllung auf und enthalten Calcium, **Bild 5-30**. Dies ist ein Hinweis darauf, dass diese beiden Chargen, unabhängig vom Hersteller, sekundärmetallurgisch mit Calcium behandelt wurden. Diese Anwendung einer Ca-Behandlung ist nach Auskunft von [Cas10] kritisch zu hinterfragen, da bekannt ist, dass diese zu wenigen, aber großen globularen Einschlüssen führt.

Diese Ablösungen der Matrix vom Einschluss konnten auch bei den fraktografischen Untersuchungen der zyklisch bis zum Versagen beanspruchten Proben nachgewiesen werden, **Abschnitt 6.3.2**. Die in **Bild 6-35** gezeigte Ablösung besitzt eine Länge von 15 μm und weist an den Enden Verzweigungen auf. Der (ehemalige) Einschluss hat einen Durchmesser von 46 μm . Damit ist die zulaufende Ablösung nur etwa ein Drittel so groß wie der Einschluss, allerdings wesentlich spitzer im Vergleich zu dem kugeligen Einschluss. Mehrere Mikrorisse, die von den Verzweigungen der spitz zulaufenden Ablösung ausgehen, sind zu erkennen, **Bild 6-35**. Diese verlaufen zu der Äquatorebene des Einschlusses und orientieren sich an der - durch das Fließen der Matrix um den Einschluss während der Warmformgebung entstandenen - Mikrostruktur. Auf der Äquatorebene des ehemals vorhandenen Einschlusses sind rings umlaufend einzelne Anrisse zu erkennen. Diese entstehen wahrscheinlich beim Durchtritt der Mikrorisse auf die Äquatorebene um den Einschluss. Dies wird als möglicher Hinweis gewertet, dass die Mikrorisse nicht durch die Warmformgebung, sondern durch die zyklische Beanspruchung entstanden sind. Daraus kann geschlossen werden, dass an der Äquatorebene des Einschlusses nicht die eigentliche Rissinitiierung stattfindet, sondern lediglich eine Vereinigung der vorher entstandenen Mikrorisse. Das bedeutet, dass der Rissausgangsort zwar durch den Einschluss bedingt ist, aber an einem anderen Ort stattfindet: An der spitz zulaufenden, vom Einschluss abgelösten Matrix, entlang der durch das Fließen der Matrix um den Einschluss während der Warmformgebung entstandenen Mikrostruktur.

Unabhängig von dem Zeitpunkt der Bildung der Mikrorisse - während der Warmformgebung oder der zyklischen Beanspruchung - führen diese zu zahlreichen Anrissen rings umlaufend auf der Äquatorebene des Einschlusses. Dies steht möglicherweise im Widerspruch zu dem Schädigungsmodell von Sakai [Sak06, Sak07], **Abschnitt 2.3**. In diesem wird von einer - durch die zyklische Beanspruchung gebildeten - feingranularen Zone (FGA) um den Einschluss ausgegangen. Die den Einschluss umgebende feingranulare Bruchfläche entsteht durch Mikroablösungen entlang dieser FGA. Damit sind mehrere Anrisse rings umlaufend um den Einschluss unwahrscheinlich, wurden in dieser Arbeit aber eindeutig nachgewiesen. Eventuell ist das wesentliche Unterscheidungsmerkmal die Größe der Einschlüsse. Bei dem hier untersuchten Vergütungsstahl sind die Einschlüsse, die im Schwingfestigkeitsexperiment tatsächlich zu einem vom Probeninneren ausgehenden Versagen führten, mit einem Durchmesser von 20 - 130 μm groß (Mittelwert: 65 μm). Die in der zum Vergleich herangezogenen Literatur dargestellte Einschlussgrößen im Rissausgang liegen innerhalb der Grenzen von 10 μm und 70 μm , **Tabelle 2-4**. Ein Mittelwert wurde aufgrund der unbekannten Anzahl der jeweiligen Einschlussgrößen nicht gebildet. Die Einschlüsse des untersuchten Vergütungsstahls, die zur Rissbildung im Probeninneren führten, sind damit wesentlich größer als die in der verwendeten Literatur dargestellten. Mit abnehmender Einschlussgröße sollte auch die Ausdehnung der Ablösung zwischen Matrix und Einschluss kleiner werden. Eventuell bilden sich dann bei sehr kleinen Einschlüssen weniger Mikrorisse zwischen der Ablösung hin zu der Äquatorebene.

Die große Streuung der Schwingfestigkeitsergebnisse in **Bild 7-5** wird im Wesentlichen auf die unterschiedlichen Durchmesser der das Versagen auslösenden Einschlüsse zurückgeführt.

Aus den obigen Ausführungen kann selbstverständlich geschlossen werden, dass so große Einschlüsse in einem Stahl nicht vorhanden sein sollten. Diese Forderung wird schon seit langem erhoben. Problematisch ist nur der Nachweis solch extrem großer und selten vorkommender Einschlüsse: Dieser gelingt nicht mit einer klassischen Reinheitsgradbestimmung, unabhängig davon, nach welcher Norm diese ausgeführt wird. Bei der Reinheitsgradbestimmung in Anlehnung an DIN 50602-K3 [DIN4] konnten keine globularen Oxide mit einem Durchmesser $> 20 \mu\text{m}$ nachgewiesen werden. Das Versagen im Schwingfestigkeitsexperiment ging aber von Einschlüssen aus, die diese Größe deutlich überschritten ($20 \mu\text{m}$ bis $130 \mu\text{m}$). Dies ist möglich, da die Schliffebene eine zufällig gewählte zweidimensionale Ebene der Probe ist. Die Wahrscheinlichkeit ist gering, dass sich der größte, in dem Probenvolumen vorhandene Einschluss, auf dieser Schliffebene befindet. Die Wahrscheinlichkeit, dass ein relativ großer Einschluss genau in der Mitte durch die Schliffebene geschnitten wird, und damit der tatsächliche Durchmesser ermittelt werden kann, ist ebenfalls gering. Durch diesen statistischen Einfluss ist die Reinheitsgradbestimmung nach DIN 50602-K3 [DIN4] nicht in ausreichendem Maß geeignet, die maßgeblichen Einschlussgrößen der globularen Oxide zu bestimmen. Eine Möglichkeit, die tatsächliche Häufigkeits- und Größenverteilung der schadigungsrelevanten großen Einschlüsse einer – hinreichend dünnen- Probe zu ermitteln, wäre eine Computertomografie des gesamten Prüfvolumens durchzuführen. Hierbei sind Defekte mit einer Größe von $10 \mu\text{m} \cdot 10 \mu\text{m}$ nachweisbar [Mül08]. Wird davon ausgegangen, dass – herstellungsbedingt - die kleinen Einschlüsse ($10\text{-}20\mu\text{m}$) stochastisch im ganzen Probenvolumen verteilt und diese mit der Reinheitsgradbestimmung nach DIN 50602 nachweisbar sind, dann schließt sich die CT-Prüfung mit dem genannten Auflösungsvermögen direkt an diesen Bereich an.

Zusammenfassend gilt für die Rissinitiierung an Einschlüssen im Probeninneren des Vergütungsstahls: Bei den Einschlüssen handelt es sich um wenige extrem große, globular eingeformte Oxide mit sulfidischer Umhüllung. Diese entstehen bei der sekundärmetallurgischen Behandlung von Stahl mit Calcium. Diese extrem großen Einschlüsse treten im Werkstoff selten auf und sind daher nicht durch eine Reinheitsgradbestimmung nachzuweisen. Bei der Warmformgebung werden sie nicht mit eingeformt. Es treten Ablösungen zwischen Matrix und Einschluss auf. Mikrorisse können sich - entweder während der Warmformgebung oder der zyklischen Beanspruchung - bilden. Diese verlaufen von den Ablösungen hin zu der Äquatorebene der den Einschluss umgebenden Matrix. Diese Mikrorisse führen zu mehreren Anrissrings umlaufend um den Einschluss. Damit findet an der Äquatorebene des Einschlusses nicht die eigentliche Rissinitiierung statt, sondern eine Vereinigung der vorher entstandenen Mikrorisse.

7.2.2 Kerbeinfluss

Bei dem in **Abschnitt 1** vorgestellten AiF-Forschungsprojekt wurden auch gekerbte Proben ($K_t = 1,75$) des 42CrMo4 mit der niedrigeren Festigkeit ($R_m = 1100 \text{ MPa}$) bei $R = -1$ unter Zug-Druck-Wechsel- und unter Umlaufbiegebeanspruchung untersucht. Die Einzelergebnisse hierzu sind ausführlich in [Schw09] und [Pytl0] dargestellt und werden hier nur im Hinblick auf den Kerbeinfluss bei diesem Standard-Vergütungsstahl diskutiert:

Bei den gekerbten Proben tritt bei beide Beanspruchungsarten - Zug-Druck Wechsel- und Umlaufbiegebeanspruchung- auch bei hohen Schwingspielzahlen kein Bruch ausgehend vom Probeninneren auf. Damit kommt es zu keiner Änderung des Schädigungsmechanismus beim Übergang in den VHCF-Bereich in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude bzw. von der Bruchschwingspielzahl. Die Annahme eines horizontalen Verlaufs der Wöhlerlinie nach dem Abknickpunkt scheint hier für beide Beanspruchungsarten – Zug-Druck Wechsel- und Umlaufbiegebeanspruchung- angebracht. In **Bild 7-6** sind, beispielhaft für den Kerbeinfluss an einem Standard-Vergütungsstahl, die Schwingfestigkeit der glatten denen der gekerbten Proben, gegenübergestellt.

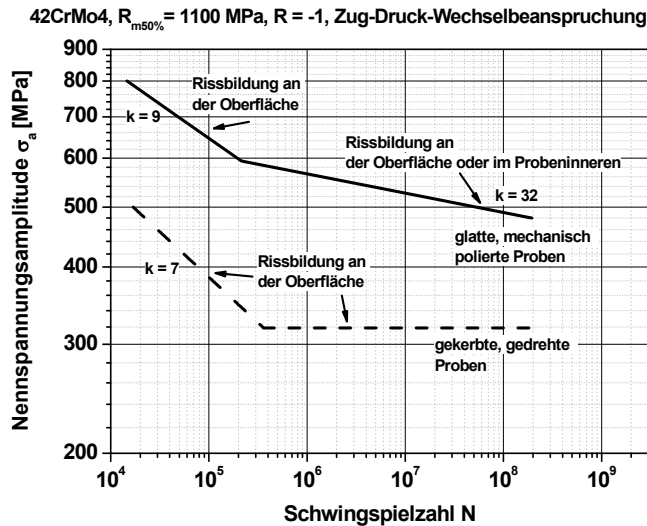


Bild 7-6: Kerbeinfluss am Beispiel des Vergütungsstahls 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa

Damit konnte die in **Abschnitt 2.1.5** dargestellte Theorie von Tanaka und Mura [Mur99], dass gekerbte Proben in Abhängigkeit von der Kerbformzahl im Vergleich zu glatten Proben eher ein horizontales Auslaufen der Wöhlerlinie aufweisen, bestätigt werden. Eine mögliche Erklärung hierzu könnte, unter Berücksichtigung der Hypothese der zweifachen Wöhlerlinie, **Abschnitt 2.1.2**, sein, dass durch die Kerbwirkung der Einfluss der Oberfläche der maßgebliche ist und die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffinneren hier eine untergeordnete Rolle spielt. Die Ermüdungsfestigkeit der Oberfläche liegt bei niedrigeren Spannungsamplituden als die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffinneren. Damit bestimmt ausschließlich die Ermüdungsfestigkeit der Oberfläche die gemessene Schwingfestigkeit. Dieser Zusammenhang ist schematisch in **Bild 7-7** dargestellt. Ist die Kerbformzahl allerdings kleiner bedeutet dies, dass die Ermüdungsfestigkeit der Oberfläche nicht zu so niedrigen Werten verschoben wird. Die Kurve der Ermüdungsfestigkeit der Oberfläche kann demnach die Kurve der Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffinneren bei hohen Schwingspielzahlen schneiden. Damit würde bei hohen Schwingspielzahlen ein weiterer Abfall der Wöhlerlinie auftreten. Weiterhin gäbe es bei schwach gekerbten sehr großen Bauteilen die Möglichkeit, dass die Ermüdungsfestigkeit des Werkstoffinneren, bedingt durch den statistischen Größeneinfluss, bei hohen Schwingspielzahlen die maßgebliche ist. Somit würde auch hier bei schwach gekerbten, sehr großen Bauteilen ein weiterer Abfall der Schwingfestigkeit bei hohen Schwingspielzahlen auftreten.

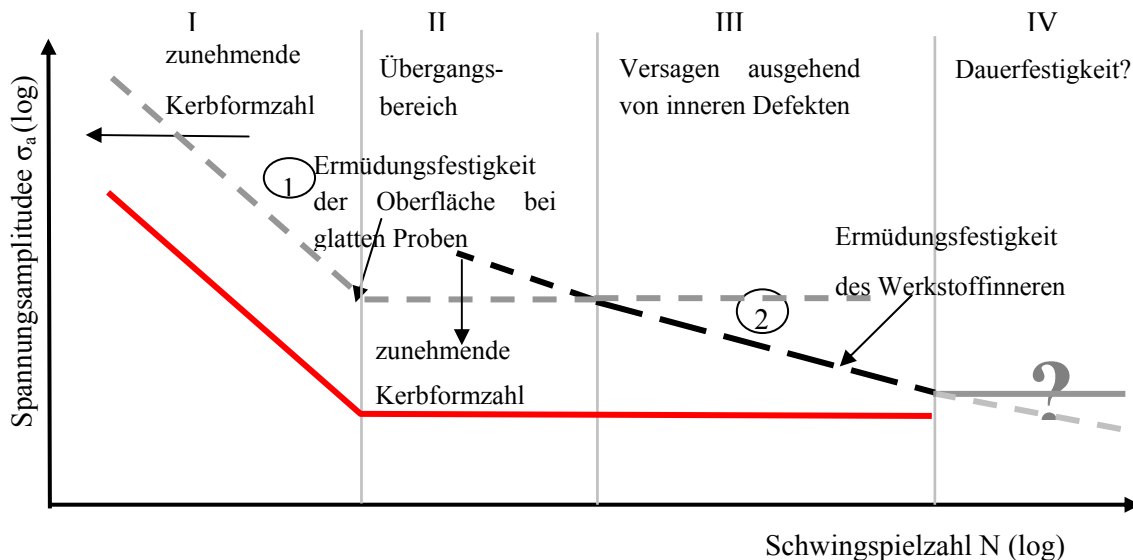


Bild 7-7: Kerbeinfluss auf die zweifache Wöhlerlinie, schematisch

8 Zusammenfassung und Ausblick

Die zentralen Fragestellungen der internationalen Forschungsaktivitäten bei Untersuchungen zum Schwingfestigkeitsverhalten bei sehr hohen Schwingspielzahlen (VHCF-Bereich) sind:

- Wie groß ist der Schwingfestigkeitsabfall für den jeweiligen Werkstoff bzw. Werkstoffzustand und kann es bei noch höheren Schwingspielzahlen eine „Dauerfestigkeit“ geben?
- Welche Schädigungsmechanismen treten bei hohen Schwingspielzahlen auf?

In dieser Arbeit wurde die Schwingfestigkeit und die Schädigungsmechanismen vom HCF-Bereich bis in den VHCF-Bereich der Aluminiumknetlegierung EN AW-6056-T6 und des Vergütungsstahls 42CrMo4 in zwei unterschiedlichen Festigkeiten untersucht. Die Grenzschningspielzahl betrug hierbei $N_G = 2 \cdot 10^8$ Schningspiele. Den Schwerpunkt bildeten die Schädigungsmechanismen im VHCF-Bereich. Schwingfestigkeitsuntersuchungen an glatten Proben sowie fraktografische Untersuchungen lagen für die Aluminiumlegierung EN AW-6082-T5 vor dem Beginn dieser Arbeit aus [Ber04] vor. Ziel dieser Arbeit war es die Schädigungsmechanismen beider Aluminiumlegierungen - EN AW-6056-T6 und EN AW-6082-T5 - vergleichend zu untersuchen und zu klären. Der Kerb- und Eigenspannungseinfluss wurde am Beispiel schwach und stark gekerbter Proben mit und ohne Druckeigenspannungen an der Legierung EN AW-6056-T6 untersucht. Beide Aluminiumknetlegierungen EN AW-6056-T6 und EN AW-6082-T5 zeigen einen vergleichbaren Schwingfestigkeitsabfall nach $N \approx 10^6$ Schningspielen. Die ermittelten Neigungsexponenten von $k^* = 16$ stimmen mit denen in der Literatur beschriebenen gut überein. Bei beiden Legierungen versagen die glatten Proben bei hohen Spannungsamplituden von der Oberfläche aus, bei niedrigen Spannungsamplituden findet die Rissbildung im Probeninneren statt. Unterschiede existieren bei den vorherrschenden Schädigungsmechanismen:

An glatten Proben der Legierung EN AW-6056-T6, die bei hohen Spannungsamplituden geprüft wurden, konnten zwar Gleitlinien auf der Probenoberfläche nachgewiesen werden; diese bestimmten aber nicht die Rissbildung. Entlang von Korngrenzen existieren ausscheidungsfreie Säume. Sie besitzen im Vergleich zur Matrix eine niedrigere Festigkeit. Deshalb kann in den ausscheidungsfreien Säumen lokal Versetzungsgleitung stattfinden. An Stellen, wo diese ausscheidungsfreien Säume an die Probenoberfläche treten, können diese aufklaffen und Mikrorisse bilden. Diese Mikrorisse orientieren sich im Rissstadium I entweder noch an den weichen Korngrenzen oder entlang von durch Ausscheidungen belegten $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters (transkristallin). Sobald die Spannungskonzentration hoch genug ist, gegeben durch die hohe äußere Spannungsamplitude und die Größe des Mikrorisses, findet der Übergang zum Rissstadium II statt. Das fraktografische Erscheinungsbild ist eine transkristalline gefiederte Bruchmikrostruktur des senkrecht zur Probenachse verlaufenden Schwingbruchs. Bei niedrigen Spannungsamplituden reichen diese nicht mehr aus, um massive Versetzungsumordnung in den ausscheidungsfreien Säumen hervorzurufen; es kommt nicht zu „Aufklaffungen“ an der Oberfläche. Damit entstehen an der Oberfläche keine Orte mit hinreichend hoher Spannungskonzentration, die zur Rissbildung führen könnten. Rissbildung und -wachstum findet im Probeninneren der Aluminiummatrix statt. Die gebrochenen Proben zeigen überwiegend spaltförmige Flächen im Rissausgangsbereich und im weiteren Verlauf der Schwingbruchfläche. Die spaltförmigen Flächen verlaufen entweder trans- oder interkristallin. Der Anteil der spaltförmigen Flächen, der entlang von Korngrenzen verläuft, wird ebenfalls auf lokale Versetzungsgleitung in den ausscheidungsfreien Zonen entlang der Korngrenze und zusätzlich noch auf die Belegung der Korngrenzen mit 20-30 nm großen stäbchenförmigen Ausscheidungen des Typs Mg, Si, Cu (Q' -Phasen) zurückgeführt. Die transkristallinen spaltförmigen Flächen verlaufen bevorzugt entlang der $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters. Diese sind mit linienhaft angeordneten, nadelförmigen β'' -Ausscheidungen belegt. Ob die Rissbildung entlang dieser $\{110\}$ -Ebenen oder entlang der ausscheidungsfreien Säume an den Korngrenzen bzw. Tripelpunkten stattfindet, kann nicht mit Sicherheit festgestellt werden. Sowohl im

Rissausgangsbereich als auch im weiteren Verlauf der Schwingbruchfläche, existierten transkristalline spaltförmige Flächen und Tripelpunkte von Korngrenzen. Die Ausbildung einer planaren Versetzungsanordnung ist eventuell lokal nur in wenigen Körnern möglich. Diese sind dann günstig orientiert und weisen möglicherweise auch weniger, die Versetzungsgleitung behindernde plattenförmige Ausscheidungen und Dispersoide auf.

Die Legierung EN AW-6082-T5 weist eine doppelte $\langle 100 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ Fasertextur mit vereinzelt auftretenden, vermutlich durch PSN (**p**article **s**timulated **n**ucleation) entstandenen Körnern auf. Die festigkeitssteigernden Ausscheidungen liegen in Form von nur wenige Atomlagen dicken GP I-Zonen auf den $\{100\}$ und den $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters vor. Bei niedrigen Spannungsamplituden und bei höheren Schwingspielzahlen versagen die glatten Proben ausgehend von einem plateauförmigen Bereich im Probeninneren. An zwei Proben wurde an dem Längsschliff durch diesen plateauförmigen Bereich ein Korn mit einer von der doppelten Fasertextur stark abweichenden Orientierung ($\langle 110 \rangle$ sowie zwischen $\langle 110 \rangle$ und $\langle 100 \rangle$) nachgewiesen. Das Versagen beginnt in diesem, im Vergleich zum umgebenden Gefüge, sehr großen Körnern. Es konnte gezeigt werden, dass diese großen Körner, den im Vergleich zur umgebenden Matrix, jeweils größten Schmidfaktor aufweisen. Versetzungsgleitung kann lokal in diesen Körnern stattfinden; es kommt zur Rissbildung, wahrscheinlich entlang von bestimmten Gleitebenen in diesem Korn. Der auf der Bruchfläche häufig zu erkennende plateauförmige Bereich mit Durchmessern bis zu 300 μm bildet sich.

Die Bildung spaltförmiger Flächen entlang der von β'' -Ausscheidungen belegten $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters scheint die Ermüdungsfestigkeit der Legierung EN AW-6056-T6 - trotz höherer Zugfestigkeit - im Vergleich zu der Legierung EN AW-6082-T5 zu niedrigeren Werten zu verschieben. Die GP I-Zonen der Legierung EN AW-6082-T5 verursachen kein spaltförmiges Versagen. Die festigkeitssteigernde Wirkung der β'' -Ausscheidungen für die statische Zugfestigkeit scheint damit für die Schwingfestigkeit nicht in gleichem Maße gegeben zu sein. Dies wird darauf zurückgeführt, dass die Ausscheidungen bei einsinniger plastischer Verformung ihre maximale Wirksamkeit bei der Wechselwirkung mit Versetzungen besitzen. Bei zyklischer Beanspruchung mit kleinen Spannungsamplituden findet keine oder nur in einigen Körnern lokalisierte Versetzungsgleitung statt. Die Wechselwirkung zwischen den β'' -Ausscheidungen und den Versetzungen, auf der letztendlich die Festigkeitssteigerung beruht, unterbleibt. Die Legierung versagt stattdessen entlang der durch die Ausscheidungen belegten kristallografischen Ebenen. Inwieweit die Korngröße und die $\langle 110 \rangle$ -nahe Textur die Rissinitiierung entlang von spaltförmigen Flächen zusätzlich noch begünstigt, konnte nicht festgestellt werden. Zu dieser Thematik und darüber hinaus scheinen weiterführende Forschungsaktivitäten sinnvoll:

- Untersuchung der Auswirkung von in Aluminiumknetlegierungen auftretenden Verformungs- und Rekristallisationstexturen auf das Schwingfestigkeitsverhalten und die Schädigungsmechanismen bei hohen Schwingspielzahlen. Denkbar hierbei wären z.B. die doppelte Fasertextur bei Drähten, die Walztextur bei Flachprodukten sowie die, zwar unerwünschte, aber dennoch auftretende Rekristallisationstextur, die von großen Teilchen (PSN) ausgeht. Zur Bildung dieser Texturen sowie deren Auswirkung auf plastische Verformung, existieren zahlreiche Veröffentlichungen, z.B. von Gottstein et al. und Hirsch et. al.. Untersuchungen der Auswirkung unterschiedlicher Texturen auf das Schwingfestigkeitsverhalten und insbesondere auf die auftretenden Schädigungsmechanismen sind der Autorin bisher nicht bekannt.
- Weiterhin interessant wären Untersuchungen zur Auswirkung des Ausscheidungszustandes auf die Schwingfestigkeit. Bei dieser Arbeit wurde festgestellt, dass der maximal ausscheidungsgehärtete Zustand die gewünschte hohe Zugfestigkeit ergibt, aber nicht die analoge Auswirkung auf die Schwingfestigkeit hat. Die bei der Legierung EN AW-6056-T6 vorliegenden β'' -Ausscheidungen entlang der $\{110\}$ -Ebenen des kristallografischen Gitters scheinen das Versagen in Form von

spaltförmigen Flächen unter zyklischer Beanspruchung bei hohen Schwingungszahlen zu begünstigen. Die GP I-Zonen - eine Vorstufe der β'' -Ausscheidungen - der Legierung EN AW-6082-T5 verursachen kein spaltförmiges Versagen und führen im Vergleich zu der Legierung EN AW-6056-T6, zu einer zwar niedrigeren Zugfestigkeit, aber zu einer höheren Schwingfestigkeit. Bei diesem Vergleich bleiben der Legierungseinfluss (zwei unterschiedliche Legierungen), der Textureinfluss und der Korngrößeneinfluss unberücksichtigt. Bei weiterführenden Untersuchungen des Ausscheidungszustandes scheint es deshalb unerlässlich, die anderen drei genannten Einflussgrößen konstant zu halten. In Untersuchungen von [Mug85, Chr91, Stö11] wurde festgestellt, dass im Vergleich zum maximal ausscheidungsgehärteten Zustand der gering überalterte Zustand zu einer verbesserten Schwingfestigkeit führt; dies wurde auf stattfindende bzw. nicht stattfindende Schneidprozesse der Ausscheidungen von Versetzungen zurückgeführt. Für die technische Anwendung sollte geklärt werden, welcher Ausscheidungszustand derjenige ist, der zu einer optimalen Schwingfestigkeit - bei einer guten bzw. akzeptablen statischen Festigkeit - führt.

Das Schwingfestigkeitsverhalten des Vergütungsstahls 42CrMo4 wurde an glatten Proben in vier unterschiedlichen Versuchsvarianten untersucht: Der Vergütungsstahl lag in zwei unterschiedlichen Festigkeiten vor, $R_m = 1100 \text{ MPa}$ und $R_m = 1350 \text{ MPa}$. Das Schwingfestigkeitsverhalten wurde jeweils unter Zug-Druck-Wechselbeanspruchung sowie unter Umlaufbiegebeanspruchung untersucht. Alle vier Versuchsvarianten wurden in einer normierten Wöhlerlinie zusammengefasst und ausgewertet. Hierbei ergab sich ein Abfall der Schwingfestigkeit ab einer Knickschwingungszahl von $N_k = 2,1 \cdot 10^5$ im VHCF-Bereich mit einem Neigungsexponenten von $k^* = 32$. Es traten Brüche oberhalb von 10^7 Schwingspielen bei Spannungsamplituden auf, die deutlich unterhalb der konventionell ermittelten Dauerfestigkeit liegen. Beim Übergang von LCF zu VHCF kam es zu einer Verschiebung des Ortes der Anrissbildung von der Oberfläche in das Werkstoffinnere und damit zu einem anderen Schädigungsmechanismus. Bei hohen Spannungsamplituden bildeten sich Gleitlinien an der Probenoberfläche, bei niedrigen Spannungsamplituden nicht. Es findet nur teilweise Rissbildung an diesen Gleitlinien statt. Bei hinreichend großen, anderen Oberflächenbeschädigungen bzw. Einschlüssen direkt an der Oberfläche, bestimmen die Gleitlinien allerdings nicht zwangsläufig den Rissausgang, Rissinitiierung im Probeninneren fand an globularen oxidischen Einschlüssen mit einer sulfidischen Umhüllung statt. Diese sind bei der sekundärmetallurgischen Behandlung von Stahl mit Calcium entstanden. Diese extrem großen Einschlüsse traten im Werkstoff selten auf und waren nicht durch eine Reinheitsgradbestimmung nachweisbar. Bei der Warmformgebung wurden sie nicht mit eingeformt; es traten Ablösungen zwischen Matrix und Einschluss auf. Mikrorisse bildeten sich - entweder während der Warmformgebung oder der zyklischen Beanspruchung - von diesen Ablösungen hin zu der Äquatorebene der den Einschluss umgebenden Matrix aus. Diese Mikrorisse führten zu mehreren Anrissrings umlaufend um den Einschluss. Damit fand an der Äquatorebene des Einschlusses nicht die eigentliche Rissbildung statt, sondern eine Vereinigung der vorher gebildeten Mikrorisse. Bei weiteren Forschungsaktivitäten wäre es interessant, den Einfluss von sehr kleinen globularen Einschlüssen eines Stahls, der nicht sekundärmetallurgisch mit Ca behandelt wurde, zu untersuchen. Es bleibt eine offene Frage, ob die hier gefundenen Mikrorisse bei kleinen Einschlüssen ebenfalls auftreten oder ob hier eher die von [Tan82] beschriebene Gleitbandbildung oder die von [Sak06] beschriebene feingranulare Zone auftritt. Weiterhin interessant ist der Einfluss dieser kleinen Einschlüsse auf die Neigung der Wöhlerlinie im VHCF-Bereich bei unterschiedlicher statischer Festigkeit. Hier scheint die Frage noch offen zu sein, bei welchen Festigkeiten eher eine treppenförmige Wöhlerlinie und ab welchen eine direkt nach dem Abknickpunkt weiter fallende Wöhlerlinie experimentell bestätigt werden kann.

Die vorliegende Arbeit trägt damit wesentlich zur Klärung der Schädigungsmechanismen zur Rissentstehung in ausscheidungsgehärteten Aluminiumlegierungen sowie in einem Standard-Vergütungsstahl bei sehr hohen Schwingungszahlen bei.

Literaturverzeichnis

- [Aki06] Y. Akiniwa, N. Miyamoto, H. Tsuru, K. Tanaka, Notch effect on fatigue strength reduction of bearing steel in the very high cycle regime, *International Journal of fatigue* 28, **2006**, p. 1555-1565.
- [Ale78] G. Alefeld, J. Völkel; Hydrogen in Metals 2, Kap. 8; Springer Verlag, **1978**.
- [Arz04] U. Arz, Dissertation: Beitrag zur Ermittlung der Beanspruchbarkeit von Schrauben aus Aluminium-Legierungen, Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde, Staatliche Materialprüfungsanstalt Darmstadt, Fachbereich Maschinenbau, TU-Darmstadt, Shaker Verlag, **2004**, S. 88.
- [Arz10] U. Arz, J. O. Weber, T. Marx, C. Berger, Tragfähigkeit von Aluminiumschrauben, Teil 1 – Statische Tragfähigkeit, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik, Band 41, Nr. 4*, **2010**, S. 213- 217.
- [ASM04] ASM Handbook, Metallography and Microstructure, ASM International, **2004**, p. 730-751.
- [ASM07] K. Mills, J. R. Davis, J. D. Destefani, D. A. Dietrich, ASM Handbook Volume 12 – Fractography, ASM International, **2007**, p. 54, 61, 175.
- [Bac02] M. Bacher-Höchst, W. Haydn, G. Auweder, Federn in der Kraftfahrzeugzuliefer-Industrie – Anforderung und Auslegung. DVM-Bericht 669: Federn im Fahrzeugbau, DVM-Tag **2002**, S. 99-107.
- [Ban10] J. Banhart, C.S.T. Chang, Z. Liang, N. Wanderka, M. D. H. Lay, A. J. Hill, Natural Aging in Al-Mg-Si Alloys – A Process of Unexpected Complexity, *Advanced Engineering Materials* 12, No.7, **2010**, p. 559-571.
- [Bat99] C. Bathias, There is no infinite fatigue life in metallic materials, *Blackwell Science Ltd. Fatigue Fract Engng Mater Struct* 22, **1999**, p. 559-565.
- [Bat01] C. Bathias, L. Drouillac, P. Le Francois, How and why the fatigue S-N curve does not, *International Journal of Fatigue* 23, **2001**, 143-151.
- [Bat04] C. Bathias, P. Paris, Gigacycle fatigue in mechanical practice, chapter 7, Microstructural Aspects and Damage to Materials in the Gigacycle Regime, Marcel Dekker New York; ISBN 0-8247-2313-9, **2004**.
- [Bar02] C. Barbosa, L. Rebello, J. M. A. Acselrad, O. Dille, J.-L. Delplancke, Identification of precipitates in 6013 aluminum alloy (Al-Mg-Si-Cu), *Z. Metallkunde* 93, **2002**, p. 208–211.
- [Bay06] E. Bayraktar, I.M. Garcias, C. Bathias, Failure mechanisms of automotive metallic alloys in very high cycle fatigue range, *International Journal of fatigue* 28, **2006**, p. 1590-1602.
- [Ber04] C. Berger, B. Pyttel, T. Trossmann, High Cycle Fatigue Tests with Smooth and Notched Specimens and Screws Made of Light Metal Alloys, Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, Sept. 16-19, 2004, Editors T. Sakai, Y. Ochi, **2004**, p. 561-568.
- [Ber05] C. Berger, Skript zur Vorlesung Werkstoff- und Bauteilfestigkeit, TU-Darmstadt, **2005**

- [Ber10] C. Berger, B. Pyttel, D. Schwerdt, Ermüdungsfestigkeit bei sehr hohen Schwingungsspielzahlen, Neue Entwicklungen für die Bauteilfestigkeitsnachweise, DVM-Tagung 16. und 17. Juni 2010 Darmstadt, Deutscher Verband für Materialforschung und –Prüfung e. V., **2010**, S. 171-180.
- [Ble99] W. Bleck, Werkstoffprüfung in Studium und Praxis, 12. überarbeitete Auflage, Verlag Mainz, ISBN 3-89653-563-3 **1999**, S. 22-28.
- [Ble01] W. Bleck, Werkstoffkunde Stahl für Studium und Praxis, 1. Auflage, Verlag Mainz, ISBN 3-89653-820-9, **2001**, S. 108-120.
- [Bol90] C. Boller, T. Seeger, Materials Data for cyclic loading, Part B: Low-alloy steels, Elsevier, ISBN 0 444 88603 6, **1990**, p. B.178- B.183.
- [Bru10] I. Brunner, Studienarbeit: Analyse der Defekte in einem Kugelgrafitguss und einem Vergütungsstahl zur Beurteilung deren Schädigungsrelevanz bei sehr hohen Schwingungsspielzahlen, Zentrum für Konstruktionswerkstoffe, Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde, Staatliche Materialprüfungsanstalt, TU-Darmstadt, Fachhochschule Frankfurt/Main, **2010**, S. 12-26.
- [Bun71] H.-J. Bunge, Entstehung von Verformungstexturen in metallischen Werkstoffen, *Kristall und Technik*, **1971**, S. 677-728.
- [Cas10] persönliches Gespräch mit Rainer Caspari, Buderus Edelstahl GmbH, **2010**.
- [Cas10-1] R. Caspari, Wörner, Buderus Edelstahl GmbH, Durchführung der Reinheitsgradbestimmung und Diskussion der Ergebnisse, **2010**
- [Cha02] D.J. Chakrabarti, Y. Peng, D.E. Laughlin, Precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions and the role of the Q' and related phases, ICAA 8, Materials Science Forum Vol. 396-402, **2002**, S. 857-862.
- [Cha04] G. Chai, On the formation of subsurface non-defekt fatigue crack origin in fish eye, Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, Sept. 16-19, 2004, Editors T. Sakai, Y. Ochi, **2004**, S. 24-31.
- [Chr91] H.J. Christ, Wechselverformung von Metallen: Zyklisches Spannungs-Dehnungsverhalten und Mikrostruktur, Springer Verlag, **1991**, S. 4, 241-273, 361.
- [Chr98] H.-J. Christ (Hrsg.), Materialermüdung und Mikrostruktur, Werkstoffinformationsgesellschaft mbH, **1998**, S.9-26.
- [Chr10] Die TEM Untersuchungen wurden von Herrn K. Wackermann bei Herrn Prof. Christ, Institut für Werkstoffwissenschaften der Universität Siegen (TEM Hitachi H-8100 mit einer maximalen Beschleunigungsspannung von 200 kV) durchgeführt.
- [Cre10] M. Cremer, M. Zimmermann, H.-J. Christ, Ultraschallermüdungsprüfung zur Charakterisierung des Verhaltens von Aluminiumschweißverbindungen bei sehr hohen Lastspielzahlen (VHCF), Tagung Werkstoffprüfung 2010, Konstruktion, Werkstoffentwicklung und Schadensanalyse, Hrsg. M. Pohl, Verlag Stahleisen GmbH Düsseldorf, **2010**, S. 125-130.
- [Dav94] J.R. Davis, ASM Specialty Handbook; Aluminum and Aluminum Alloys, ASM International, **1994**, p. 290-315.

- [Dav07] D. L. Davidson, The Effect of a Cluster of Similary Oriented Grains (a Supergrain) on Fatigue Crack Initiation Characteristics of Clean Materials, Proceedings fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4) edited by J.E. Allison, J. Wayne Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie, Ann Arbour, **2007**, p. 23-28.
- [Den75] D. Dengel, Die arcsin \sqrt{p} -Transformation – Ein einfaches Verfahren zur grafischen und rechnerischen Auswertung geplanter Wöhlerversuche, *Z. f. Werkstofftechnik/ Journal of Materials Technology*, 6. Jahrg., Nr. 8, **1975**, S. 26-29.
- [Den89] D. Dengel, Empfehlungen für die statistische Abschätzung des Zeit- und Dauerfestigkeitsverhaltens von Stahl, *Mat. Wiss. u. Werkstofftech.* 20, VCH Verlagsgesellschaft mbH, Weinheim, **1989**, S. 73-81.
- [DIN1] DIN EN 573-3:2003-10, Aluminium und Aluminiumlegierungen, Chemische Zusammensetzung und Form von Halbzeug, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, **2003**.
- [DIN3] DIN 50602:1985-09, Mikroskopische Prüfung von Edelstählen auf nichtmetallische Einschlüsse mit Bildreihen, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, **1985**.
- [DIN4] ASTM E975-03: Standard Practice for X-Ray Determination of Retained Austenite in Steel with Near Random Crystallographic Orientation.
- [DIN5] DIN EN 10002-1:2001-12, Metallische Werkstoffe Zugversuch, Prüfverfahren bei Raumtemperatur, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, **2001**.
- [DIN6] DIN EN ISO 6892-1:2009-12, Metallische Werkstoffe Zugversuch, Prüfverfahren bei Raumtemperatur, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, **2009**.
- [DIN7] DIN EN 755-2:2008-06, Aluminium und Aluminiumlegierungen, Stranggepresste Stangen, Rohre und Profile, Mechanische Eigenschaften, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, **2008**.
- [DIN8] DIN 13-1:2009, Metrisches ISO-Gewinde allgemeine Anwendung, Nennmaße für Regelgewinde, Gewinde Nenndurchmesser von 1 mm bis 68 mm, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, **2009**.
- [DIN9] DIN13-28:1975, Metrisches ISO-Gewinde, Regel- und Feingewinde von 1 bis 250 mm Gewindedurchmesser, Kernquerschnitte, Spannungsquerschnitte und Steigungswinkel, DIN Deutsches Institut für Normung e.V., Beuth Verlag GmbH, **1975**.
- [DIN10] EN 10083-3:2006, Vergütungsstähle-Teil 3: Technische Lieferbedingungen für Legierte Stähle, Beuth-Verlag **2006**, Tabellen 3 und 4.
- [Dün99] V. Dünkel, Dissertation: Schwingfestigkeit von Schraubenverbindungen-Optimierte Versuchsführung und deren Anwendung bei der Untersuchung von Randschicht- und Oberflächenzuständen, Institut für Werkstoffkunde, Materialprüfungsanstalt Darmstadt, TU-Darmstadt, Shaker Verlag, ISBN 3-8265-6519-3, **1999**, S. 144-178.

- [Eng96] O. Engler, J. Hirsch, Recrystallization Textures and plastic Anisotropy in Al-Mg-Si Sheet Alloys, *Materials Science Forum Vols. 217-222*, **1996**, p. 479-486.
- [Eng96-2] O. Engler, Nucleation and growth during recrystallisation of aluminium alloys investigated by local texture analysis, *Material Science and Technology, Vol. 12*, **1996**, p. 859-872.
- [Eur05] Eurocode 3, Design of Steel Structures, part 1-9 fatigue, DIN EN 1993-1-9: **2005-07**.
- [Fat99] Ausgewählte Veröffentlichungen der Internationalen Konferenz „Fatigue life in Gigacycle Regime“ (später wurde diese VHCF-1 genannt), *Fatigue & Fracture, Engng. Mater. Struct.*, **22**, **1999**, S. 545-641, S. 647-728.
- [Fel68] C. E. Feltner, C. Laird, Factors influencing the dislocation structures in fatigued metals, *TMS-AIME*, **242**, **1968**, p. 1253-1257.
- [Fisch98] F. Fischer, Zyklisches Spannungs-Dehnungsverhalten bei konstanter und variierender Beanspruchung aus Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, Werkstoffinformationsgesellschaft mbH, Herausgeber H.-J. Christ, **1998**, S. 51-58.
- [FKM03] B. Hänel, E. Haibach, T. Seeger, G. Wirthgen, H. Zenner, FKM-Richtlinie Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen, Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM) VDMA Verlag, 5. überarbeitete Ausgabe, **2003**.
- [Geu09] F. De Geuser, W. Lefebvre, P. Auger, F. Danoix, A. Bigot, D. Blavette, Atom Probe Tomography II. The Precipitation in Al Base Alloys, *Advanced Engineering Materials* **8**, No. 12, **2006**, p. 1206-1209.
- [Got01] G. Gottstein, Physikalische Grundlagen der Materialkunde, Springer Verlag Berlin Heidelberg, 2. Auflage, ISBN 3-540-41961-6, **2001**.
- [Hai03] E. Haibach, Betriebsfestigkeit, VDI Buch, Springer Verlag, **2003**, S. 21-27 und S.39-50.
- [Hat90] J.E. Hatch, Aluminum: properties and physical metallurgy, ASM International, **1990**, p. 134-199.
- [Hei70] M. v. Heimendahl, Einführung in die Elektronenmikroskopie, Werkstoffkunde, Grundlagen, Forschung, Entwicklung, Band 1, Vieweg, **1970**, S. 90-105.
- [Hir84] J. Hirsch, Rekristallisation mehrphasiger Werkstoffe, in “Rekristallisation metallischer Werkstoffe, Hrsg. G. Gottstein, DGM. Informationsgesellschaft Oberursel, **1984**, S. 125-139.
- [Hir84-2] J. Hirsch, Messung und Auswertung von Rekristallisationstexturen, in “Rekristallisation metallischer Werkstoffe, Hrsg. G. Gottstein, DGM. Informationsgesellschaft Oberursel, **1984**, S. 141-171.
- [Hir88] J. Hirsch, K. Lücke, Description and Presentation Methods for Textures, *Textures and Microstructures*, **1988**, p. 131-151.

- [Höp07] H.W. Höppel, L.R. Saitova, H.J. Grieb, M. Göken, Surface Roughening and fatigue behaviour of Pure Aluminium with Various Grain Size in the VHCF Regime, Proceedings fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4) edited by J.E. Allison, J. Wayne Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie, Ann Arbor, **2007**, p. 59-65.
- [Höp10] H. W. Höppel, M. Prell, L. May, M. Göken, Influence of grain size and precipitates on the fatigue lives and deformation mechanisms in the VHCF-regime, Procedia Engineering 2, Fatigue **2010**, p. 1025-1034.
- [Höp11] H.W. Höppel, L. May, M. Prell, M. Göken, Influence of grain size and precipitation state on the Fatigue lives and deformation mechanisms of CP aluminium and AA6082 in the VHCF-Regime, *Int. J. of Fatigue, Volume 33 Issue 1*, **2011**, S. 10-18.
- [Hor09] E. Hornbogen, B. Skrotzki, Mikro- und Nanoskopie der Werkstoffe, Springer Verlag Dordrecht Heidelberg London New York, 3. Auflage, **2009**, S. 57-86.
- [Kai02] B. Kaiser, Dauerfestigkeitsschaubilder für hochbeanspruchte Schraubendruckfedern, *Draht 53*, **2002**, S. 48-53.
- [Kai05] B. Kaiser, C. Berger, Fatigue behaviour of technical springs, Proceedings of the First Symposium on Structural Durability, Darmstadt, **2005**, p. 289-309.
- [Kai11] B. Kaiser, B. Pyttel, C. Berger, VHCF-Behavior of Helical Compression Springs Made of Different Materials, *Int. J. of Fat., Volume 33, Issue 1* **2011**, S. 23-32.
- [Kam02] C. Kammer, Aluminium Taschenbuch Teil 1, Aluminium-Verlag Marketing & Kommunikation GmbH, 16. Auflage, **2002**, S. 168-170, S.457.
- [Kay00] W. A. Kaysser, Skript zum Basisfach Metallische Werkstoffe, Kap. 20 Al-Legierungen, RWTH-Aachen, **2000**.
- [Kle10] Die TEM-Untersuchungen wurden von Herrn Prof. Kleebe [Kle10], Institut für Geomaterialwissenschaften, TU-Darmstadt (TEM CM 20 mit einer maximalen Beschleunigungsspannung von 200 kV) durchgeführt.
- [Klo86] K.H. Kloos, B. Kaiser, Beeinflussung der Festigkeitseigenschaften von Bauteilen durch Oberflächen- und Randschichtbehandlungsverfahren, VDI-Berichte 600.1, **1986**, S. 249-281.
- [Klo87] K. H. Kloos, E. Macherauch, Development of Mechanical Surface Strengthening Process from the Beginning until Today, aus Shot Peening science Technology Application, DGM Informationsgesellschaft, ISBN 3-88355-120-1, **1987**, S. 3-28
- [Klo07] K.-H. Kloos, W. Thomala, Schraubenverbindungen, Grundlagen, Berechnung, Eigenschaften, Handhabung, 5. Auflage, Springer Verlag Berlin, **2007**, S. 169-172.
- [Klo08] F. Klocke, K. Gerschwiler, Merkblatt 137 Zerspanen von Stahl, Stahl-Informationszentrum, Ausgabe **2008**, ISSN 0175-2006, S. 19.
- [Kug09] H. Kugler, Umformtechnik Umformen metallischer Werkstoffe, Carl Hanser Verlag München, **2009**, ISBN-10: 3-446-40672-7, S. 20-46.
- [Lan79] G. Lange, W. Witzel, Der Einfluss grober Ausscheidungen auf die Dauerfestigkeit von Aluminiumlegierungen, Sonderdruck aus *Zeitschrift f. Metallkunde Band 70*, Dr. Riederer Verlag GmbH Stuttgart, **1979**, S. 403-405.
- [Lan01] G. Lange (Hrsg.), W. Witzel, Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle, Wiley VCH Verlag GmbH, **2001**, S. 151-153.

- [Liu01] J. Liu, Dauerfestigkeitsberechnung metallischer Bauteile, Habilitationsschrift, Fakultät für bergbau, Hüttenwesen und Maschinenwesen der TU-Clausthal, **2001**, S. 245-251
- [Luk72] P.Lukas, M. Klesnil, Fatigue Damage and Dislocation Substructure, in: Proc. 2nd Int. Conf. on Corrosion Fatigue, Storrs, Connecticut, 1971, Devereux, O. J. McEvily, A. J., Staehl, R.W. (Hg.), National Association of Corrosion Engineers NACE, Houston, Texas, **1972**, p. 118-132.
- [Luk01] P. Lukas, L. Kunz, Specific features of high-cycle and ultra-high-cycle fatigue, Proceedings of the International Conference on Fatigue in the Very High Cycle Regime, 2.-4. July 2001, Editors S. Stanzl-Tschegg, H- Mayer, **2001**, p. 23-33.
- [Lüt84] G. Lütjering, A. Gysler, Zusammenhang zwischen Mikrostruktur und Ermüdung bei Titan- und Aluminium-Legierungen, aus Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe Hrsg. D.Munz von DGM, **1984**, S. 39-71.
- [Mak08] T. Makino, The effect of inclusion geometry according to forging ratio and metal flow direction on very high-cycle fatigue properties of steel bars, *International Journal of Fatigue* 30, **2008**, p.1409-1418.
- [Man01] L. Manes, G. Baudry, C. Bathias, S. Rathery, J.-F. Vittori, J.-P. Doucet, Gigacyclic Fatigue in Engineering Steels, Proceedings of the International Conference on Fatigue in the Very High Cycle Regime, 2.-4. July 2001, Editors S. Stanzl-Tschegg, H- Mayer, **2001**, p. 173-180.
- [May06] H. Mayer, Ultrasonic torsion and tension-compression fatigue testing: Measuring principles and investigations on 2024-T351 aluminium alloy, *Int. J. of Fat.* 28, **2006**, p. 1446-1455.
- [May07] H. Mayer, Fatigue Damage of low amplitude cycles under variable amplitude loading condition, Proceedings fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4) edited by J.E. Allison, J. Wayne Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie, Ann Arbor, **2007**, p. 333-340.
- [Mon76] L-F. Mondolfo, Aluminium alloys: structure and properties, London, Boston, Butterworths, **1976**, p.787-789.
- [Mor06] C. Morgenstern, Kerbgrundkonzepte für die schwingfeste Auslegung von Aluminiumschweißverbindungen am Beispiel der naturharten Legierung AlMg4,5Mn (AW-5083) und der warmausgehärteten Legierung AlMgSi1 T6 (AW-6082 T6), Dissertation, Fachbereich Maschinenbau der TU Darmstadt, **2006**, S. 73.
- [Mül08] B. R. Müller, A. Lange, M. Harwardt, Synchrotron-Refraktions-Computertomografie – eine neue Methode zur Erkennung von Grenzflächen, Carl-Hanser Verlag München, *MP Materials Testing* 50 10, **2008**, S.588-594
- [Mug84-1] H. Mughrabi, Dislocations in fatigue, Dislocations and Properties of real Materials; Proceedings of conference December **1984**, p.244-262.
- [Mug85] H. Mughrabi, Mikrostrukturelle Ursachen der Ermüdungsrisssbildung, Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, DGM-Informationsgesellschaft Verlag, **1985**, S. 7-38.

- [Mug99] H. Mughrabi, On the life-controlling microstructural fatigue mechanisms in ductile metals and alloys in the gigacycle regime, Blackwell Science Ltd. *Fatigue Fract Engng Mater Struct* 22, **1999**, p. 633-641.
- [Mug02] H. Mughrabi, On "multi-stage" fatigue life diagrams and the relevant life-controlling mechanisms in ultrahigh-cycle fatigue, Blackwell Science Ltd. *Fatigue Fract. Engng. Mater Struct.* 25, **2002**, p. 755-764.
- [Mug06] H. Mughrabi, Specific features and mechanisms of fatigue in the ultrahigh cycle regime, *Int. J. of Fatigue*, **2006**, 28, p. 1501-1508.
- [Mug07] H. Mughrabi, S. Stanzl-Tschegg, Fatigue damage evolution in ductile single-phase face-centered cubic metals in the UHCF-Regime, Proceedings fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4) edited by J.E. Allison, J. Wayne Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie, Ann Arbor, **2007**, p. 75-82.
- [Mug10] H. Mughrabi, Fatigue, an everlasting materials problem – still en vogue, plenary lecture at 10th International Fatigue Congress, June 6-11, 2010, Prag, Czech republic, ScienceDirect, *Procedia Engineering* 2, **2010**, p. 3-26.
- [Mun01] D. Munz, Mikroskopische Erscheinungsformen des Schwingbruches, aus Systematische Beurteilung technischer Schadensfälle, 5. Auflage, Deutsche Gesellschaft für Materialkunde e. V., Wiley-VCH Weinheim, New York, Manchester, Brisbane, Singapore, Toronto, ISBN 3-527-30417-7, **2001**, S. 149.
- [Mur99] Y. Murakami, T. Nomoto, T. Ueda, Factors influencing the mechanism of super-long fatigue failure in steels, *Fatigue Fracture Engng. Mater. Struct.* 22, **1999**, p. 581-590.
- [Mur03] Y. Murakami, High and Ultrahigh cycle fatigue aus Comprehensive Structural Integrity, Vol. 4, Elsevier Science Pub. Co., **2003**, p. 41-74.
- [Mur06] Y. Murakami, J. Nagata, H. Matsunaga, Factors affecting ultralong life fatigue and design method for components, The Ninth International Fatigue Congress, Atlanta, Georgia, USA, May 14-19, Elsevier Ltd., **2006**.
- [Nis99] S. Nishijima, K. Kanazawa, Stepwise S-N curve and fish-eye failure in gigacycle fatigue, Blackwell Science Ltd. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 22, **1999**, p. 601-607.
- [Nol07] G. Nolte, Electron Back Scatter Diffraction (EBSD): Grundlagen, Bundesanstalt für Materialforschung und –prüfung, Berlin, Skript zu Lehrgang EBSD in Münster, **2008**.
- [Och07] Y. Ochi, K. Masaki, T. Matsumura, T. Hosoya, Effect of shot peening treatment on very high cycle fatigue property in austempered ductile cast iron, Proceedings fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4) edited by J.E. Allison, J. Wayne Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie, Ann Arbor, **2007**, p. 281-287.
- [Ost07] F. Ostermann, Anwendungstechnologie Aluminium, 2. Auflage, Springer Verlag Berlin Heidelberg New York, ISBN 978-3-540-71196-4, **2007**, S. 79-170.
- [Par04] P.C. Paris, I. Marinez-Garcia, R. W. Hertzberg, J. K. Donald, The Relationship of Effective Stress Intensity, Elastic Modulus and Burgers-Vector on Fatigue Crack Growth as Associated with "Fish Eye" Gigacycle Fatigue Phenomena, Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, Sept. 16-19, 2004, Editors T. Sakai, Y. Ochi, **2004**, p. 1-13.

- [Pap01] L. Papula, Mathematik für Ingenieure und Naturwissenschaftler, Band 3, 4. Auflage, Vieweg, ISBN 3-528-34937-9, **2001**, S. 284.
- [Pyt02] B. Pyttel, Untersuchungsbericht S 017001 an der Staatlichen Materialprüfungsanstalt der TU-Darmstadt, VHCF-Untersuchung von gekerbten und glatten Proben aus AW 6082, **2004**
- [Pyt06] B. Pyttel, B. Kaiser B., D. Schwerdt, T. Trossmann, Ermüdungsverhalten ausgewählter Werkstoffe und Bauteile bei sehr hohen Schwingungszahlen, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 37, No.10, **2006**, p. 820-832.
- [Pyt10] B. Pyttel, D. Schwerdt, C. Berger, Fatigue strength and failure mechanisms in the VHCF-region for quenched and tempered steel 42CrMoS4 and consequences to fatigue design, International Conference on Fatigue 2010, Prague, 6-11, Procedia Engineering 2, June **2010** p. 1327-1336
- [Rad06] D. Radaj; M. Vormwald, Ermüdungsfestigkeit, 3. Neubearbeitete und erweiterte Auflage, Springer-Verlag, ISBN 978-3-540-71458-3, **2007**, S. 31.
- [Sak99] T. Sakai, M. Takeda, K. Shiozawa, Y. Ochi, M. Nakajima, T. Nakamura, N. Ogu-ma, Experimental evidence of duplex S-N characteristics in wide life region for high strength steels, The Seventh International Fatigue Congress, Beijing, China, June 8-12, **1999**, p. 573-578.
- [Sak04] T. Sakai, Y. Ochi, Editors of Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, 16.-19. Sept. 2004, Kusatsu, Japan, **2004**.
- [Sak06] T. Sakai, Crack initiation Mechanism of bearing steel in very high cycle fatigue, 16. Europ. Conf. of Fracture, **2006**.
- [Sak07] T. Sakai, Review and prospects for current studies on very high cycle fatigue of metallic materials for machine structural use, Proceedings fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4) edited by J.E. Allison, J. Wayne Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie, Ann Arbor, **2007**, p. 3-12.
- [See57] A. Seeger, Dislocations and Mechanical Properties of Crystals, Wiley, **1957**.
- [See93] T. Seeger, Skript Werkstoffmechanik/ Werkstofftechnologie, Technische Hochschule Darmstadt, Kapitel 6 Regression, Korrelation, **1993**, S.146-152.
- [Sau00] M. Sauzay, P. Gilormini, Surface and cyclic microplasticity, *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 23, **2000**, p. 573-579
- [Scha01] R. Schaal, Berechnung der Dauerfestigkeit festgewalzter Bauteile durch FEM-Festwalzsimulation und Methoden der linear-elastischen Bruchmechanik, Dissertation am Fachgebiet und Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt, **2002**
- [Schn10-1] R. Schneider, U. Wuttke, B. Berger, Örtliche Bewertung der Schwingfestigkeit von Gewindeverbindungen, Abschlussbericht, Forschungskuratorium Maschinenbau, Heft 309, Frankfurt am Main, **2010**.
- [Schn10-2] R. Schneider, Dissertation: Örtliche Bewertung der Schwingfestigkeit von Gewindeverbindungen, Institut für Werkstoffkunde, Materialprüfungsanstalt Darmstadt, TU-Darmstadt, **2010**.
- [Schw09] D. Schwerdt, B. Pyttel, C. Berger, VHC- und UHC- Ermüdungsfestigkeit, Ermüdungsfestigkeit von Konstruktionswerkstoffen bei sehr hohen Schwingungszahlen (im VHCF- und UHCF-Bereich), Abschlussbericht Vorhaben Nr. 277, Forschungskuratorium Maschinenbau, Heft 304, Frankfurt am Main, **2009**.

- [Schu05] H. Schumann, H. Oettel, Metallographie, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, ISBN 3-527-30679-X, **2005**, S. 55-346, S. 844-863 und S.940.
- [Shi01] K. Shiozawa, L.T. Lu, Superlong fatigue behavior of shot-peened high-strength steel, Proceedings of the International Conference on Fatigue in the Very High Cycle Regime, 2.-4. July 2001, Editors S. Stanzl-Tschegg, H- Mayer, **2001**, p. 165-172.
- [Son82] C. M. Sonsino, Ermittlung anwendungsrelevanter Werkstoffkenngrößen für schwingbeanspruchte pulvermetallurgische Bauteile, *Powder Metall. Int.* **14**, **1982**, S. 2-11.
- [Son05] C. M. Sonsino, "Dauerfestigkeit" - Eine Fiktion, *Konstruktion* **4**, **2005**, S. 87-92.
- [Son07] C.M. Sonsino, Course of SN-curves especially in the high-cycle fatigue regime with regard to component design and safety, *Int. J. of Fatigue* **29**, **2007**, p. 2246-2258.
- [Sri07] T. Li, M. R. Siraman, C. Wang, Q.Y. Wang, Gigacycle Fatigue of Precipitation Hardening Aluminium Alloys, proceeding fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4) edited by J.E. Allison, J. Wayne Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie, Ann Arbor, **2007**, p. 115-121.
- [Sta01] S. Stanzl-Tschegg, H- Mayer, Proceedings of the International Conference on Fatigue in the Very High Cycle Regime, 2.-4. July 2001, Vienna, Austria, Institute of Meteorology and Physics, Physic department, University of Agricultural Sciences, Austria, **2001**.
- [Sta07] S. Stanzl-Tschegg, H. Mughrabi, B. Schoenbauer, Life time cyclic slip of copper in the VHCF regime, *Int. J. of Fatigue* **29**, **2007**, p. 2050-2059.
- [Stö07] C. Stöcker, Zwischenbericht zu dem DFG Forschungsvorhaben „Einfluss des Versetzungsgleitverhaltens und der Vorgeschichteabhängigkeit auf das Ermüdungsverhalten im VHCF-Bereich“ (CH 92/26-1), **2007**.
- [Stö11] C. Stöcker, M. Zimmermann, H.-J. Christ, Localized cyclic deformation and corresponding dislocation arrangements of polycrystalline Ni-base superalloys and pure Nickel in the VHCF regime, *Int. J. of Fatigue Volume 33*, Issue 1, **2011**, p. 2-9.
- [Tan04] K. Tanaka, Y. Akiniwa, N. Miyamoto, Notch effect on fatigue strength reduction in the very high cycle regime, Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, Sept. 16-19, 2004, Editors T. Sakai, Y. Ochi, **2004**, p. 56-67.
- [Tao04] H. Tao, H. Xue, Very high cycle Fatigue Properties for Aluminum alloys, Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, Sept. 16-19, 2004, Editors T. Sakai, Y. Ochi, **2004**, p. 413-419.
- [Tia07] H.Tian, M.J. Kirkham, L. Jiang, B. Yang, G. Wang, P.K. Liaw, A review of failure Mechanisms of Ultra High cycle fatigue in engineering Materials, Proceedings fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4) edited by J.E. Allison, J. Wayne Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie, Ann Arbor, **2007**, p. 437 444.

- [Tön89] H.K. Tönshoff, W. Kaestner, R. Schnadt, Metallurgische Auswirkungen der Calciumbehandlung von Stahlschmelzen auf die Bearbeitbarkeit, *Stahl u. Eisen* 109 Nr. 13, **1989**, S. 651-660.
- [Tra81] H. Traiser, Verformungsverhalten und mikrostrukturelle Veränderungen normalisierter Kohlenstoffstähle bei dynamischer Beanspruchung unter besonderer Berücksichtigung des spannungsmechanischen und oberflächentechnischen Größeneinflusses, Dissertation im Maschinenbau der TH-Darmstadt, Berichterstatter H. K. Kloos, **1981**, S. 177
- [VDE84] Verein Deutscher Eisenhüttenleute; W. Jäniche, W.Dahl; H.-F.Klärner; W.Pitsch; D.Schauwinhold; W.Schlüter; H.Schmitz, Werkstoffkunde Stahl; Band 1: Grundlagen, Springer-Verlag; Verlag Stahleisen m.b.H. Düsseldorf, ISBN 3-540-12619-8, **1984**, S. 362.
- [VW 604] VW 604 69, Aluminiumlegierungen Al 9 für Schrauben – Mechanische Eigenschaften, Volkswagen AG, **2001**.
- [Wan04] Q.Y. Wang, N. Kawagoishi, Q. Chen, Fatigue voids in structural Al-alloys in the very long life regime, Proceedings of the Third International Conference on Very High Cycle Fatigue, Sept. 16-19, 2004, Editors T. Sakai, Y. Ochi, **2004**, p. 434-439.
- [Wan06] Q. Y. Wang, N. Kawagoishi, Q. Chen, Fatigue and fracture behaviour of structural Al-alloys up to very long life regimes, *International Journal of Fatigue* 28, **2006**, p. 1572-1576.
- [Wan10] Q. Y Wang, T Li, XG Zeng, Gigacycle Fatigue Behavior of High Strength Aluminum Alloys, *Procedia Engineering* 2, Fatigue **2010**, p. 65-70.
- [Wen00] E. Wendler Kalsch, Grundlagen und Mechanismen der wasserstoffinduzierten Korrosion metallischer Werkstoffe, aus Wasserstoff und Korrosion Hrsg. D. Kuron, ISBN-10 392-362-3038, **2000**,
- [Wil09] D. B. Williams, C. B. Carter, Transmission Electron Microscopy Part 2: Diffraction, Second Edition, Springer Science+Business Media, **2009**, p. 277.
- [Woh87] H. Wohlfahrt, Practical Aspects of the Application of Shot Peening to Improve the Fatigue Behaviour of Metals and Structural Components, aus Shot Peening Science Technology Application, DGM Informationsgesellschaft, ISBN 3-88355-120-1, **1987**, S. 563-584
- [Wut07] U. Wuttke, Dissertation: Praxisgerechte Bewertung zyklisch beanspruchter Schraubenverbindungen mit Hilfe der Finite-Elemente-Methode, Institut für Werkstoffkunde, Materialprüfungsanstalt Darmstadt 2007, TU Darmstadt, Shaker Verlag Aachen, ISBN 978-3-8322-6945-6, **2008**.
- [Zim06] M. Zimmermann, H.-J. Christ, Influence of macroscopic and microscopic notch effects on the VHCF behaviour of a precipitation-hardened aluminum alloy, Proceedings fourth International Conference on Very High Cycle Fatigue (VHCF-4) edited by J.E. Allison, J. Wayne Jones, J.M. Larsen, R.O. Ritchie, Ann Arbor, **2007**, p. 295-301.

Anhang

A Probengeometrie

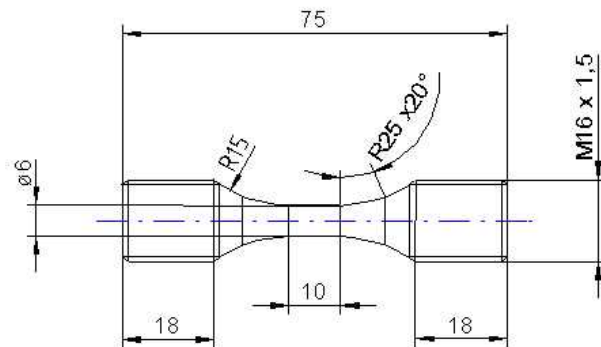


Bild A-1: EN AW-6056-T6, $K_t=1$, Probe für die servohydraulische Prüfmaschine und den Hochfrequenzpulsator

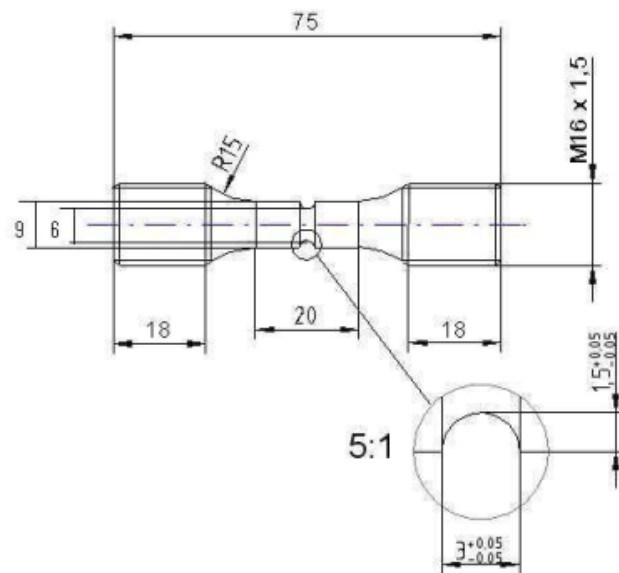


Bild A-2: EN AW-6056-T6, $K_t=1,75$, Probe für die servohydraulische Prüfmaschine und den Hochfrequenzpulsator

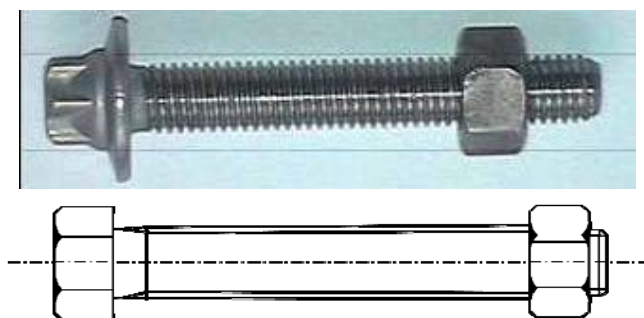


Bild A-3: EN AW-6056-T6, Schraube mit metrischem Gewinde M10x90 gemäß DIN 13-1 [DIN8] $K_t=4,7$ [Wut07], $K_t=5,1$ [Schn10-2]

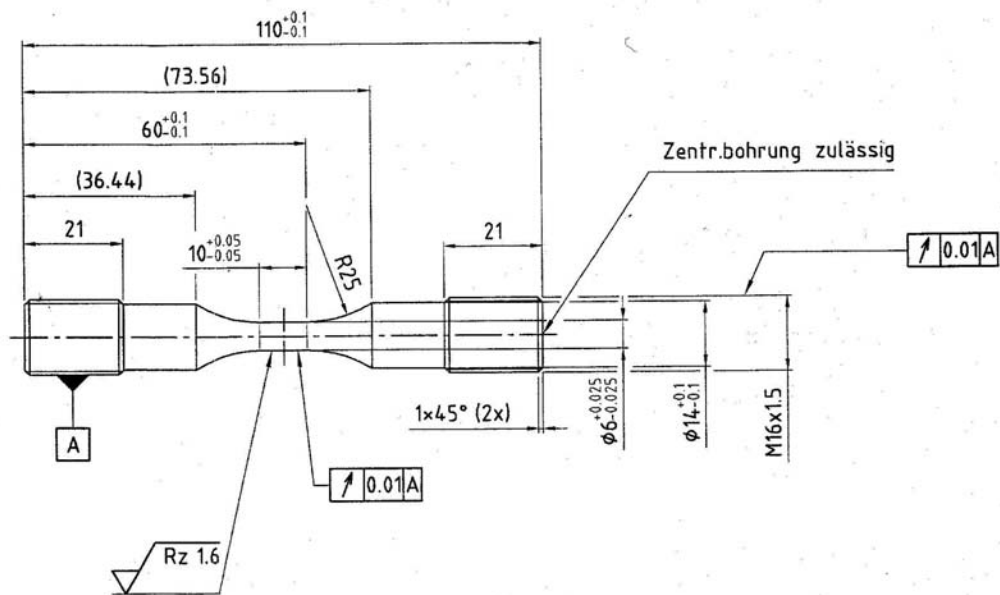


Bild 4-4: EN AW-6082-T5, $K_f=1$, Probe für die servohydraulische Prüfmaschine

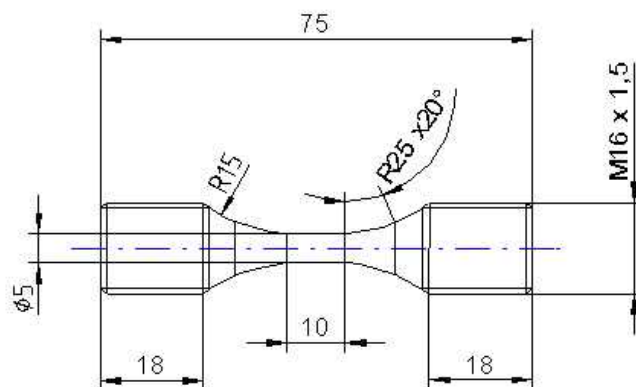


Bild 4-5: 42CrMo4, $K_f=1$, Probe für die servohydraulische Prüfmaschine und den Hochfrequenzpul-
sator

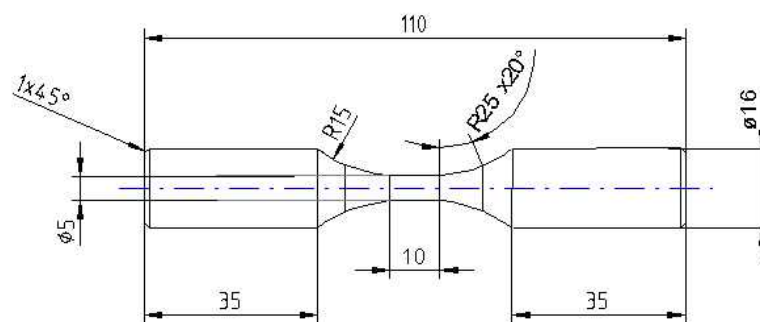


Bild 4-6: 42CrMo4, $K_f=1$, Probe für Umlaufbiegebeanspruchung

B Schwingfestigkeiten nach der FKM-Richtlinie [FKM03]

Tabelle B-1: Für die Abschätzung der Schwingfestigkeit nach FKM-Richtlinie [FKM03] verwendete Gleichungen

Beschreibung	Gleichung	Gleichungsnr. aus [FKM03]
Entspricht dem Bauteilnormwert der Zugfestigkeit mit einer Überlebenswahrscheinlichkeit von 97,5%	$R_m = 0,92 \cdot R_{m,Versuch}$	in Anlehnung an Gl. 3.2.2 und Fußnote 5
Zugdruckwechsel- festigkeitsfaktor	$f_{W,\sigma}$	Tab.: 2.2.1
Werkstoffwechselfestigkeit für Normalspannung (Zug-Druck)	$\sigma_{W,zd} = f_{W,\sigma} \cdot R_m$	Gl. 2.2.1
Formzahl für den Rundstab mit Umlaufkerbe bei Zugdruck	$K_{t,zd} = 1 + \frac{1}{\sqrt{0,22 \cdot \frac{r}{t} + 2,74 \cdot \frac{r}{d} \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{r}{d}\right)^2}}$	Gl. 5.2.3 mit r, t, d aus Bild 5.2.1
Formzahl für den Rundstab mit Umlaufkerbe bei Biegung	$K_{t,b} = 1 + \frac{1}{\sqrt{0,20 \cdot \frac{r}{t} + 5,5 \cdot \frac{r}{d} \cdot \left(1 + 2 \cdot \frac{r}{d}\right)^2}}$	Gl. 5.2.4 mit r, t, d aus Bild 5.2.2
bezogenes Spannungsgefälle infolge der Belastung	$\bar{G}_\sigma(d) = \frac{2}{d}$	Gl. 2.3.17
bezogenes Spannungsgefälle infolge der Konstruktion	$\bar{G}_\sigma(r) = \frac{2}{r} \cdot (1 + \varphi)$	Tabelle 2.3.3 Bauteilform 1, φ aus *2
Stützzahl infolge der Konstruktion je nach bezogenem Spannungsgefälle	$n_\sigma(r) = 1 + \sqrt[4]{\bar{G}_\sigma(r) \cdot mm} \cdot 10^{-\left(a_G + \frac{R_m}{b_G \cdot MPa}\right)}$	Gl. 2.3.15, a_G und b_G : Konstanten aus Tabelle 2.3.2
Stützzahl infolge der Belastung je nach bezogenem Spannungsgefälle	$n_\sigma(d) = 1 + \sqrt[4]{\bar{G}_\sigma(d) \cdot mm} \cdot 10^{-\left(a_G + \frac{R_m}{b_G \cdot MPa}\right)}$	Gl. 2.3.14, a_G und b_G : Konstanten aus Tabelle 2.3.2
Kerbwirkungszahl für Zug-Druck	$K_{f,zd} = \frac{K_{t,zd}}{n_\sigma(r)}$	Gl. 2.3.10
Kerbwirkungszahl für Biegung	$K_{f,b} = \frac{K_{t,b}}{n_\sigma(r) \cdot n_\sigma(d)}$	Gl. 2.3.10
Rauheitsfaktor	$K_{R,\sigma} = 1$	Gl. 2.3.25

Fortsetzung Tabelle B-1:

Beschreibung	Gleichung	Gleichungsnr. aus [FKM03]
Randschichtfaktor	$K_V = 1$	Gl. 2.3.28
Randschichtfaktor für Eisengusswerkstoff	$K_V = 1,4$	Tab. 2.3.5 gek. Bauteil, kugelgestrahlt, $d = 6 \text{ mm}$
Schutzschichtfaktor	$K_S = 1$	Gl. 2.3.29
Konstruktionsfaktor für Zugdruck	$K_{WK,zd} = \left(K_{f,zd} + \frac{1}{K_{R,\sigma}} - 1 \right) \cdot \frac{1}{K_V \cdot K_S \cdot K_{NL}}$	Gl. 2.3.1
Konstruktionsfaktor für Biegung	$K_{WK,b} = \left(K_{f,b} + \frac{1}{K_{R,\sigma}} - 1 \right) \cdot \frac{1}{K_V \cdot K_S \cdot K_{NL}}$	Gl. 2.3.1
Bauteil-Wechselfestigkeit je nach Konstruktionsfaktor	$S_{WK,zd} = \sigma_{W,zd} / K_{WK,zd}$	Gl. 2.4.1
Bauteil-Wechselfestigkeit je nach Konstruktionsfaktor	$S_{WK,b} = \sigma_{W,zd} / K_{WK,b}$	Gl.:2.4.1
Eigenspannungsfaktor	$K_{E,\sigma} = 1$	Gl. 2.4.5
Mittelspannungsempfindlichkeit	$M_\sigma = a_M \cdot 10^{-3} \cdot R_m / MPa + b_M$	Gl. 2.4.34 Konstanten a_M, b_M aus Tab. 2.4.2
Mittelspannungsfaktor gewählt: Berechnung für den Überlastungsfall F2, Bereich II, $-\infty \leq R_{zd} \leq 0$	$K_{AK,zd} = \frac{1}{1 + M_\sigma \cdot S_{m,zd} / S_{a,zd}}$	Gl. 2.4.10
Vergleichsmittelspannung $S_{m,zd}$, Spannungsamplitude $S_{a,zd}$	$\frac{S_{m,zd}}{S_{a,zd}} = \frac{1 + R_{zd}}{1 - R_{zd}}$	Gl. 2.4.11 mit R_{zd} : Spannungsverhältnis
Bauteil-Wechselfestigkeit je nach Mittelspannung	$S_{AK,zd} = K_{AK,zd} \cdot K_{E,\sigma} \cdot S_{WK,zd}$	Gl. 2.4.6

Tabelle B-2: Zwischenergebnisse und Ergebnisse der Abschätzung der Schwingfestigkeit nach FKM-Richtlinie [FKM03]

Variante	R_m [MPa]	Zugversuch	$R_{m97,5\%}$ [MPa]	$f_{w,\sigma}$	f_F	$\sigma_{w,zd}$ [MPa]	$K_{t,zd}, K_{t,b}$	$G_\sigma(d)$ [mm ⁻¹]	$G_\sigma(r)$ [mm ⁻¹]	$n_\sigma(d)$	$n_\sigma(r)$	$K_{f,zd}, K_{f,b}$	$K_{R,\sigma}$	K_V	K_S	K_{NLE}	$K_{WK,zd}, K_{WK,b}$	$S_{WK,zd}, S_{WK,b}$ [MPa]	$K_{E,\sigma}$	M_σ	$K_{AK,zd}$	$S_{AK,zd, 10^6}$ [MPa]	$S_{AK,zd, 10^8}$ [MPa]
AI1	393		362	0,3		109	1	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	109	1	1	1	109	60
AI2	393		362	0,3	-	109	1	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	109	1	0,322	0,741	81	80
AI3	393		362	0,3	-	109	1,75	0	1,55	1	1,3	1,35	1	1	1	1	1,35	81	1	0,322	0,741	60	44
AI4	393		362	0,3	-	109	1,75	0	1,55	1	1,3	1,35	1	1,1	1	1	1,23	89	1	0,322	0,741	66	49
AI5	412		379	0,3	-	114	4,7	0	8,824	1	1,55	3	1	1	1	1	3	38	1	0,339	0,756	29	21
AI6	412		379	0,3	-	114	4,7	0	8,824	1	1,55	3	1	1,1	1	1	2,7	42	1	0,339	0,756	32	24
AI7	356		328	0,3	-	99	1	0	0	1	1	1	1	1	1	1	1	99	1	0,288	0,762	75	55
VSS1ZD	1100		1021	0,45	-	460	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	460	
VSS1 Umbi	1100		1021	0,45	-	460	1	0,33	0	1,08	1	0,93	1	1	1	1	0,93	495	-	-	-	495	
VS1ZD	1350		1242	0,45	-	559	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-	559	
VS1 Umbi	1350		1242	0,45	-	559	1	0,33	0	1,06	1	0,94	1	1	1	1	0,94	595	-	-	-	559	

C EDX-Analysen EN AW-6056-T6 und EN AW-6082-T5

Tabelle C-1: EN AW-6056-T6, Ergebnisse der EDX-Analysen an den gekennzeichneten Stellen aus **Bild C-1**

Stelle	Aussehen im lichtmikroskopischen Bild	Al	Mg	Si	Cu	Fe	Mn	Bezeichnung
1	Matrix	97,21	0,3	0,77	0,97	0	0,32	Matrix
2	hellgraue IMT	74,75	0,46	6,19	1,38	9,09	6,9	Al, Si, Cu, Fe, Mn, wenig Mg, mögliche Zusammensetzungen: AlCuFeMn und AlFeMg ₃ Si ₆ [ASM04]
3	hellgraue IMT	70,89	0,29	7,13	1,62	10,4	8,06	
4	hellgraue IMT	73,16	0,36	6,55	1,89	9,33	7,11	
5	hellgraue IMT	74,68	0,49	6,5	1,42	8,12	7,26	
6	hellgraue IMT	74,46	0,41	6,42	1,25	9,25	7,23	
7	hellgraue IMT	74,35	0,5	6,27	1,69	8,54	6,81	
8	schwarze IMT	87,11	4,46	4,01	0,59	0	0,27	Al, Mg, Si, wenig Cu Mg ₂ Si und Al ₅ Cu ₂ Mg ₈ Si ₆ [Ost07]
9	schwarze IMT	83,98	7,82	5,97	0,52	0	0	
10	schwarze IMT	72,15	10,62	12,43	0,54	0	0,4	
11	schwarze IMT	68,67	11,89	14,05	0,37	0	0	
12	schwarze IMT	90,49	0,62	0,66	1,02	1,67	1,36	

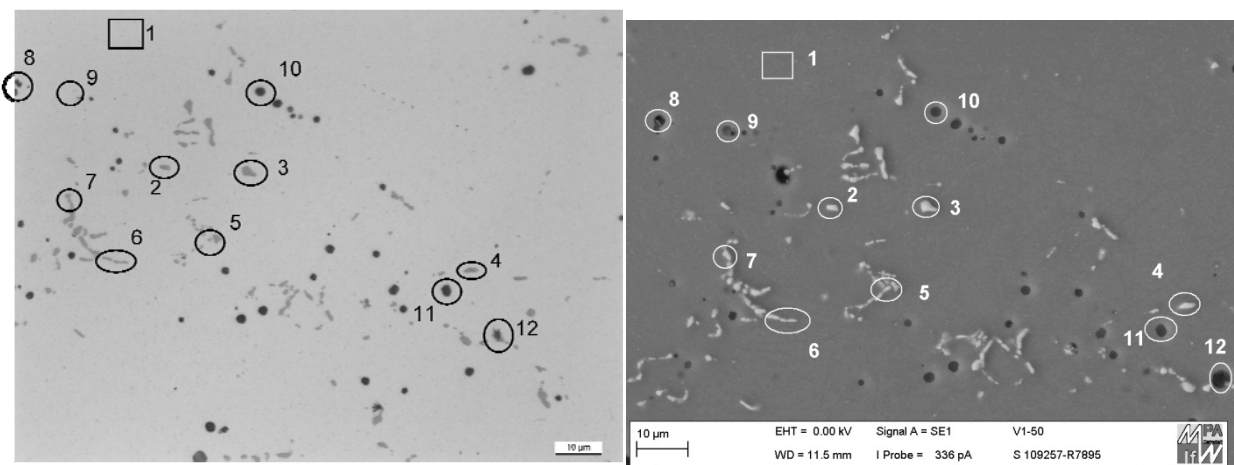


Bild C1: EN AW-6056-T6 Charge A Querschleiff **a)** und **b)** gleiche Stelle und Vergrößerung, **a)** Lichtmikroskopische Aufnahme mit Zuordnung der Ergebnisse der EDX-Analysen (hellgrau: AlCuFeMn und AlFeMg₃Si₆ [ASM04], schwarz: Mg₂Si und Al₅Cu₂Mg₈Si₆ [Ost07]) **b)** REM-Aufnahme mit Zuordnung der EDX-Analysen

Tabelle C-2: EN AW-6082-T5, Ergebnisse der EDX-Analysen an den gekennzeichneten Stellen aus **Bild C-2**

Stelle aus Bild C-2	Aussehen im lichtmikroskopischen Bild	Al	Mg	Si	Fe	Mn	Bezeichnung
1	Matrix	97,01	0,91	0,71	0,00	0,48	Matrix
2	hellgraue IMT	64,54	0,18	8,84	12,58	12,55	Al ₈ Fe ₂ Si, Al ₃ FeSi, Al ₁₅ (FeMn) ₃ Si ₂ aus [Mon76] Al ₃ FeSi aus [ASM04]
3	hellgraue IMT	62,43	0,00	9,16	13,09	14,35	
4	hellgraue IMT	69,99	0,30	7,68	10,36	10,54	
5	hellgraue IMT	65,91	0,30	8,20	11,93	12,43	
6	schwarze IMT	28,31	41,86	25,07	0,00	0,00	Mg ₂ Si [ASM04, Mon76, Ost07]
7	schwarze IMT	31,55	39,99	23,72	0,00	0,00	

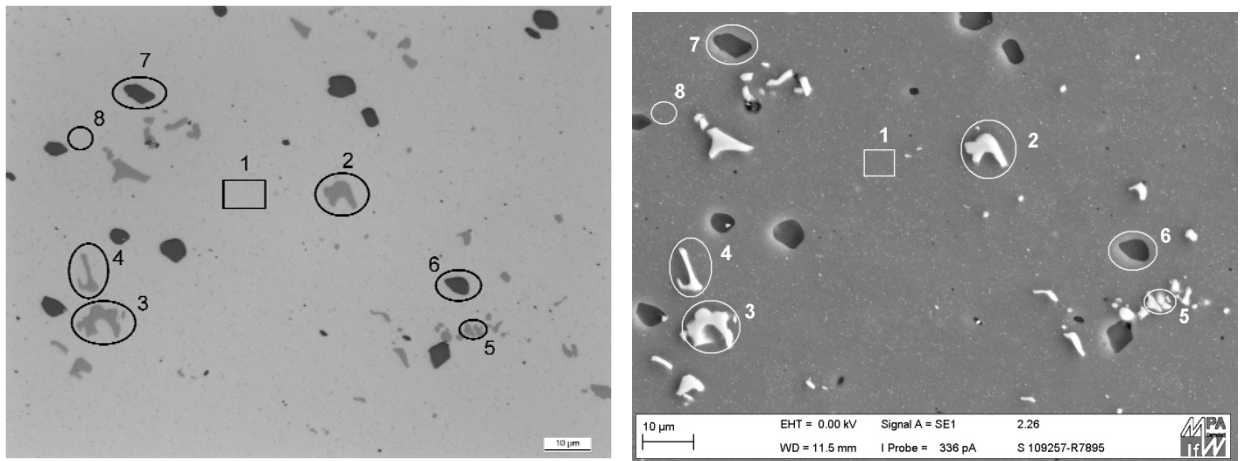


Bild C-2: EN AW-6082-T5 Querschliff **a) und b)** gleiche Stelle und Vergrößerung, **a)** Lichtmikroskopische Aufnahme mit Zuordnung der Ergebnisse der EDX-Analysen (hellgrau: Al₈Fe₂Si, Al₃FeSi, Al₁₅(FeMn)₃Si₂ aus [Mon76], Al₃FeSi aus [ASM04], schwarz: Mg₂Si [ASM04, Mon76, Ost07]) **b)** REM-Aufnahme mit Zuordnung der EDX-Analysen

D Dokumentation der Untersuchungen mittels Transmissionselektronenmikroskop

D1 EN AW-6056-T6 Untersuchung der Korngrenzen hinsichtlich Ausscheidungen

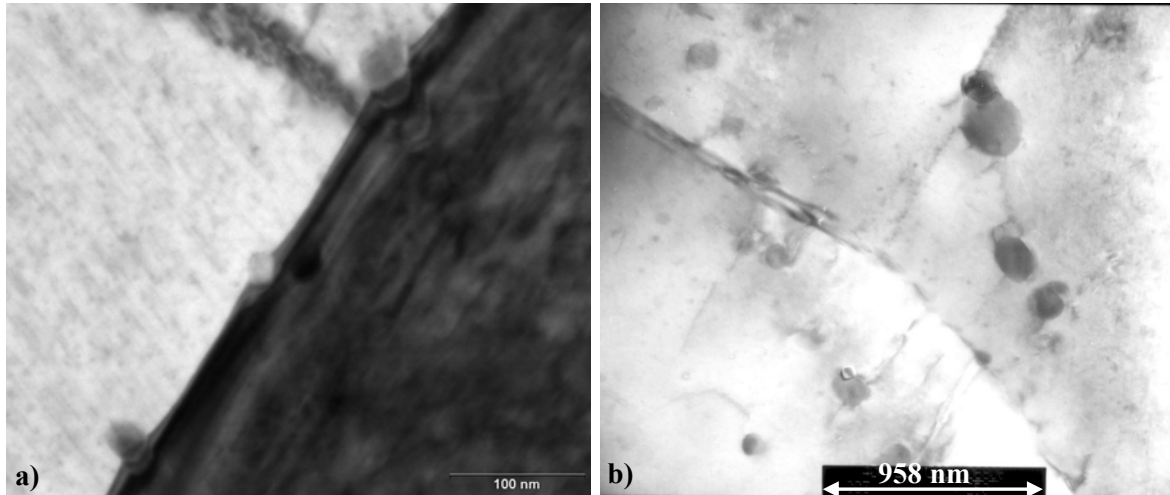


Bild D1-1: EN AW-6056-T6 **a)** Ausscheidungen entlang der Korngrenze, **b)** Tripelpunkt mit Ausscheidungen an den Korngrenzen

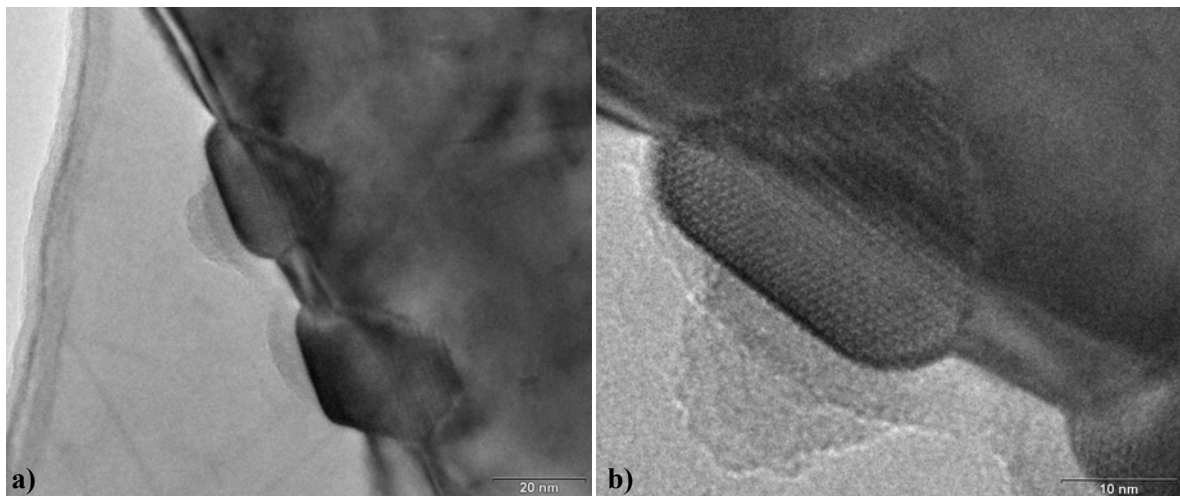


Bild D1-2: EN AW-6056-T6 **a)** Ausscheidungen entlang der Korngrenze, EDX-Analyse: Mg, Si, Cu, **b)** Detail aus a)

D2 Auswertung des Beugungsbilds Bild 5-11b

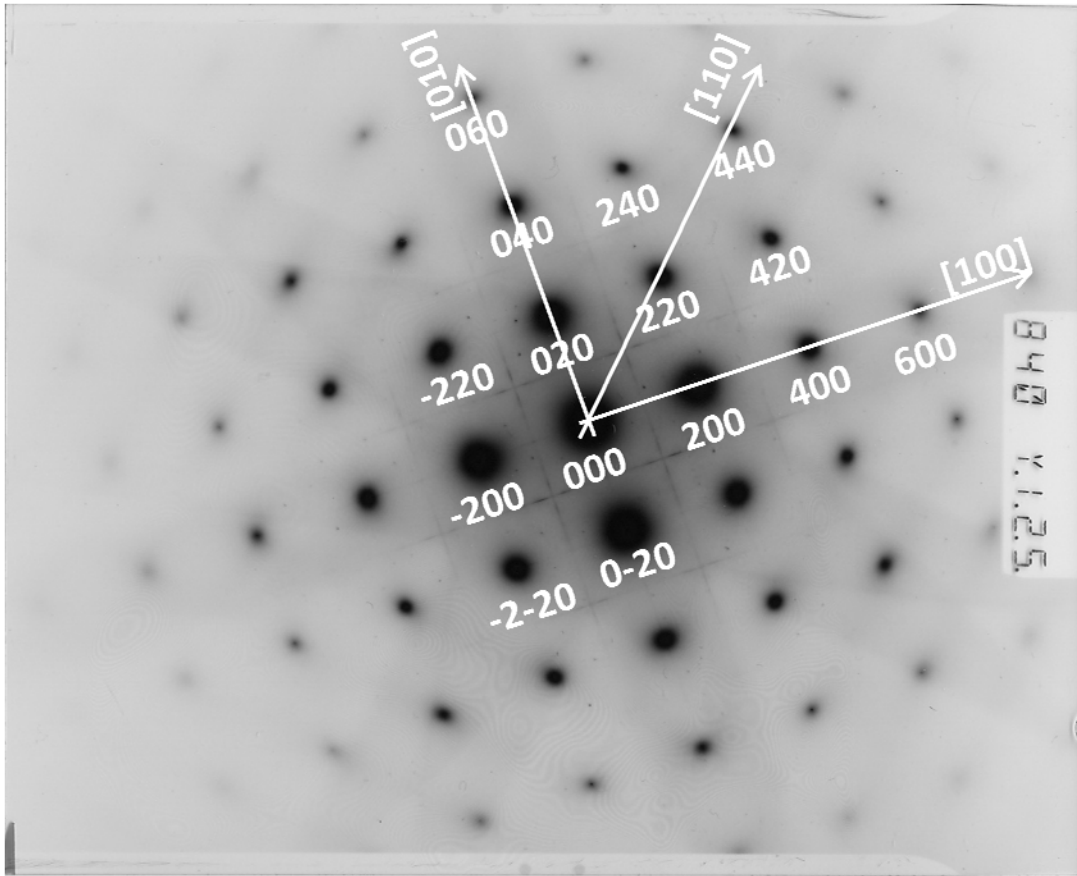


Bild D2-1: EN AW-6056-T6 Charge A, Elektronenbeugungsbild Stelle A aus **Bild 5-11a** mit Indizierung; die Orientierung der Probenoberfläche ist (001)

Das Beugungsbild des Einkristalls (innerhalb eines Kornes) entspricht dem Ausschnitt des reziproken Gitters, der alle Netzebenen mit einer Zonenachse parallel zum einfallenden Strahl enthält [Hor09]. Für ein kubisches Kristallgitter gilt

$$R = \frac{\lambda L}{d_{(hkl)}} = \lambda L \frac{\sqrt{h^2 + k^2 + l^2}}{a}. \quad (\text{Gl. D2-1})$$

Dabei ist R die Entfernung des Beugungsreflexes vom Primärstrahl (z.B. \vec{R}_1, \vec{R}_2). λ und L sind Konstanten des Elektronenmikroskops, wobei λ die Wellenlänge der Elektronen ($\lambda = 0,0251 \text{ \AA}$, [Hei70]) ist und damit von der Beschleunigungsspannung des Mikroskops (200kV) abhängt und L der Abstand der Probe vom Film ist. d ist der Abstand der Netzebenen im Gitter, ausgedrückt über die Millerschen Indizes h, k und l und die Gitterkonstante a ($a_{\text{Alu}} = 4,05 \cdot 10^{-10} \text{ m}$).

Bei der Methode der Quotienten zur Auswertung eines Beugungsbildes [Hei70] mit dem Ziel dieses zu indizieren und die Orientierung des Kristalls (des Kornes) zu bestimmen, werden die Abstände zweier Beugungsreflexe zum Beugungsreflex des Primärstrahls ins Verhältnis gesetzt

$$\frac{|\vec{R}_1|}{|\vec{R}_2|} = \frac{\sqrt{h_1^2 + k_1^2 + l_1^2}}{\sqrt{h_2^2 + k_2^2 + l_2^2}}. \quad (\text{Gl.D2-2})$$

Damit fallen die Konstanten des Elektronenmikroskops und der Maßstab von R heraus. Nun gibt es für die verschiedenen Gitterarten Tabellierungen (hier **Tabelle D2-1** aus [Hei70]), mit denen anhand von zwei beobachteten Beugungsreflexen auf die beiden beteiligten Gitternetzebenen zurückgeschlossen werden kann. Diese Zuordnung ist jedoch nicht eindeutig. Es gibt verschiedene (hkl) Paare, deren Reflexe denselben Quotienten bilden. Eine eindeutige Zuordnung ist möglich, wenn der am Beugungsbild ausgemessene Winkel zwischen den gewählten Vektoren mit dem berechneten Winkel des aus der Tabelle ausgesuchten (hkl) Paares übereinstimmt. Der Winkel α zwischen zwei Gitterebenen berechnet sich mit

$$\cos\alpha = \frac{h_1 h_2 + k_1 k_2 + l_1 l_2}{\sqrt{(h_1^2 + k_1^2 + l_1^2) \cdot (h_2^2 + k_2^2 + l_2^2)}} \quad (\text{Gl. D2-3})$$

In der **Tabelle D2-1** existieren nur hkl-Paare bei denen alle Miller-Indizes entweder gerade oder ungerade sind (Bedingung für Reflexion im kfz-Gitter).

Zur konkreten Auswertung des hier vorliegenden Beugungsbildes wurden die zwei gekennzeichneten Basisvektoren gewählt (\vec{R}_1 , \vec{R}_2) und deren Längen gemessen, **Bild D2-1**. Hierfür wurde $\vec{R}_1 = 15 \text{ mm}$ und $\vec{R}_2 = 10,5 \text{ mm}$ ermittelt. Der Quotient $\frac{|\vec{R}_1|}{|\vec{R}_2|} = 1,428$ wurde in **Tabelle D2-1** nachgeschlagen. Für die in Frage kommenden Miller-Indizes wurde überprüft, ob der gemessene Winkel $\alpha = 45^\circ$ dem berechneten Winkel entspricht. Dies ist mit Gleichung D-3 für die Netzebenen (220) und (200) der Fall. Die Vermessung des Basisvektors \vec{R}_3 ergab $\vec{R}_3 = 24 \text{ mm}$, woraus sich der Quotient $\frac{|\vec{R}_3|}{|\vec{R}_1|} = 1,6$ ergab. Aus Vergleich mit der **Tabelle D2-1** resultiert daraus die Netzebene (420) (zusammen mit (220)). Der gemessene Winkel von $\alpha = 18^\circ$ passt gut zum berechneten Wert von $18,34^\circ$.

Zur Bestimmung der Orientierung des Kornes wird der Vektor mit $\vec{R}_1 \times \vec{R}_2$ bestimmt, der senkrecht auf den Basisvektoren steht und aus der Zeichenebene heraus zeigt (also der Einfallstrahlrichtung der Elektronen entgegengesetzt). Es liegt eine [001] Orientierung vor.

Zur Überprüfung der mit Hilfe der Methode der Quotienten bestimmten Indizierung des Beugungsbildes, wurden die ausgemessenen Entfernungen der Beugungsreflexe vom Primärstrahl mit Gleichung D2-1 unter Verwendung der Indizierungen ((200), (220) und (420)) berechnet, **Tabelle D2-2**. Die Ergebnisse stimmen überein.

Zuordnung von Bild und Beugungsbild

Das elektromagnetische Feld der Linsen bewirkt, dass der Elektronenstrahl korkenzieherartig von oben nach unten verläuft. Beim Umschalten von Bild auf Beugungsbild kommt eine andere Ebene im Elektronenmikroskop zur Abbildung. Damit sind Bild und Beugungsbild um den Winkel φ gegeneinander verdreht. Dieser Winkel der magnetischen Rotation hängt von der Vergrößerung ab [Hei70]. Für das hier verwendete Beugungsbild, **Bild 5-11b** und **Bild 5-11a**, ist $\varphi = -11,5^\circ$. Das heißt beim Übertragen der indizierten Richtungen $\langle hkl \rangle$ müssen diese um $11,5^\circ$ im Uhrzeigersinn gedreht werden.

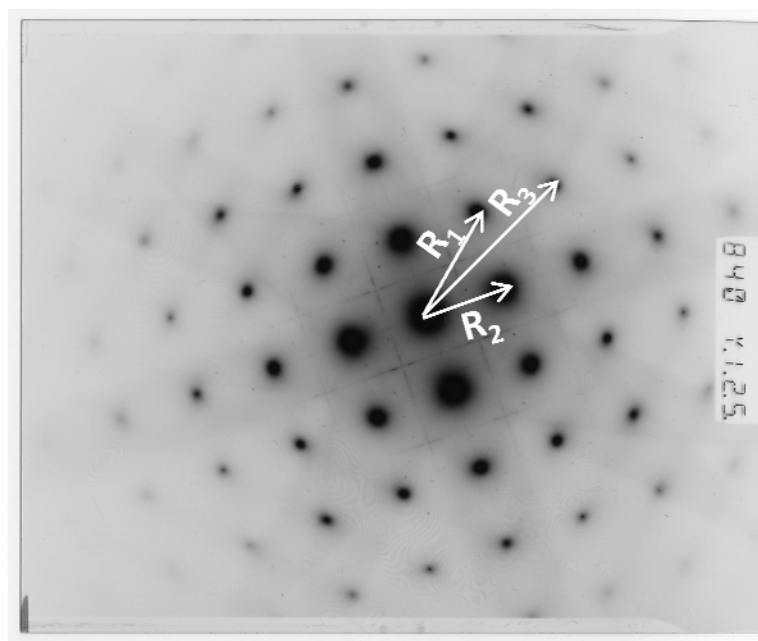


Bild D2-2: EN AW-6056-T6 Beugungsbild (**Bild D2-1** in Originalgröße) mit Kennzeichnung der vermessenen Vektoren

Tabelle D2-1: Quotienten der Netzebenenabstände für kubisch-flächenzentrierte Gitter aus [Hei70]. Die mit * gekennzeichneten Werte gelten auch für Diamantgitter

hkl	111	200	220	311	331	420	422	511 333	531
111	1*								
200	1.155	1							
220	1.63*	1.414	1*						
311	1.92*	1.66	1.17*	1*					
222	2.00	1.73	1.225	1.045					
400	2.31*	2.00	1.415*	1.21*					
331	2.52*	2.18	1.54*	1.31*	1*				
420	2.58	2.235	1.58	1.35	1.027	1			
422	2.85*	2.45	1.73*	1.48*	1.124*	1.096	1*		
333,511	3.00*	2.60	1.84*	1.57*	1.19*	1.16	1.06*		
440	3.27*	2.83	2.00*	1.71*	1.30*	1.217	1.156*	1.09*	
531	3.42*	2.96	2.09*	1.785*	1.36*	1.32	1.21*	1.14*	1*
600,442	3.46	3.00	2.12	1.81	1.38	1.34	1.225	1.157	1.014
620	3.66*	3.16	2.24*	1.91*	1.45*	1.42	1.29*	1.22*	1.07*
533	3.79*	3.28	2.32*	1.98*	1.503*	1.47	1.34*	1.26*	1.11*
622	3.82	3.32	2.34	2.00	1.52	1.48	1.355	1.28	1.12
444	4.00*	3.47	2.45*	2.09*	1.59*	1.55	1.415*	1.33*	1.17*
711,551	4.12*	3.57	2.52*	2.15*	1.64*	1.595	1.458*	1.374*	1.207*

Tabelle D2-2: Mit Gleichung D2-1 berechnete und aus dem Beugungsbild ausgemessene Entfernungen der Reflexe vom Primärstrahl, Werte in [mm]

	$\overrightarrow{R_{gemessen}}$	$\overrightarrow{R_{berechnet}}$
(200)	10,5	10,4
(220)	15	14,72
(420)	24	23,28

D3 EN AW-6082-T5 Untersuchung der Korngrenzen hinsichtlich Ausscheidungen

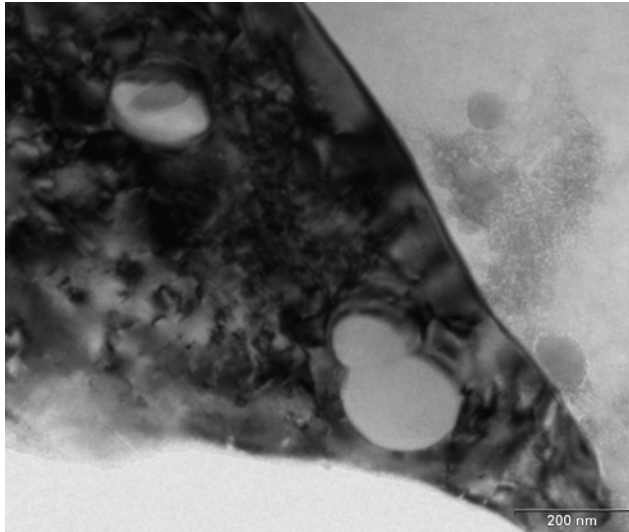


Bild D3-1: EN AW-6082-T5, keine Ausscheidungen entlang der Korngrenzen

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E1 Glatte Proben, $R = -1$

E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6

E1 Glatte Proben, $R = -1$

Tabelle E1-1: Einzeldaten Versuchsvariante A11 (EN AW-6056-T6, $R_m = 393$ MPa, Zug-Druck-Wechselbeanspruchung)

VHF: servohydraulische Prüfmaschine, **HFP:** Hochfrequenzpulsator, **X:** Bruch, **O:** Durchläufer, **RA:** Rissausgang, **OF:** Oberfläche, **PI:** Probeninneres, **n. e.:** nicht eindeutig, **s:** spaltflächig, **f:** Federstruktur, **n. u.:** nicht untersucht, **mp:** mechanisch polierte Oberfläche, **g:** gedrehte Oberfläche

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	Beschreibung des Rissausgangs		Gleitlinien		Eigenspannungen [MPa]	Bemerkung
								Bruchmikrostruktur	Entfernung zur OF [μm]	Existenz	Ort		
A11-59	VHF	100	180	X	$4,12 \cdot 10^5$	OF u. PI	1 u. 2	1. s→f 2. s	1. 0, 2. 1800, 3. 350	n.e.	-	-76	mp, Bruchfläche zeigt signifikante Unterschiede zu allen anderen
A11-57	VHF	100	180	X	$4,59 \cdot 10^5$	OF	1	s→f	-	ja	RA	-70	mp, Gleitlinien stehen im Winkel von 40° zu RA
A11-61	VHF	100	150	X	$3,09 \cdot 10^5$	OF	1	s→f	-	ja	nicht direkt am RA	-61	mp
A11-58	VHF	100	140	X	$1,94 \cdot 10^6$	PI	1	s	2000	schwach	-	-34	mp
A110.2b	HFP	130	132,5	X	$1,31 \cdot 10^6$	PI	1	s	2000	n.u.	-	n.u.	mp

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E1 Glatte Proben, $R = -1$

Fortsetzung von Tabelle E1-1:

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	Beschreibung des Rissausgangs		Gleitlinien		Eigenspannungen [MPa]	Bemerkung
								Bruchmikro- struktur	Entfernung zur OF [μm]	Existenz	Ort		
A11-12	VHF	400	120	X	$6,53 \cdot 10^7$	OF	1	f	-	n.u.	-	n.u.	g, Oxid direkt unterhalb der OF,
A11-10	VHF	400	110	X	$1,02 \cdot 10^8$	OF	1	s \rightarrow f	-	nein	-	n.u.	g, nur eine ca. 40 μm große s, Aufklaffungen in RA-Nähe
A110.1	HFP	117	110	X	$9,84 \cdot 10^7$	OF	1	s \rightarrow f	-	n.u.	-	n.u.	mp
A110.3	HFP	130	110	X	$1,10 \cdot 10^8$	PI	1	s	1700	nein	-	n.u.	nicht optimal mp
A11-11ges	VHF	400	100	O	$9,40 \cdot 10^8$	-	-	-	-	n.u.	-	n.u.	mp
A110.2	HFP	130	100	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	n.u.	-	n.u.	mp
A11-60	VHF	400	100	X	$2,25 \cdot 10^8$	PI	1	s	2000	schwach	-	0	mp, Zielpräp. Bruchfl. u. Gegenbruchfl.
A11-55	VHF	400	100	O	$2,30 \cdot 10^8$	-	-	-	-	mögl. schwach	-	0	mp
A11-56	VHF	400	90	O	$3,07 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	n.u.	0	mp

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E1 Glatte Proben, $R = -1$

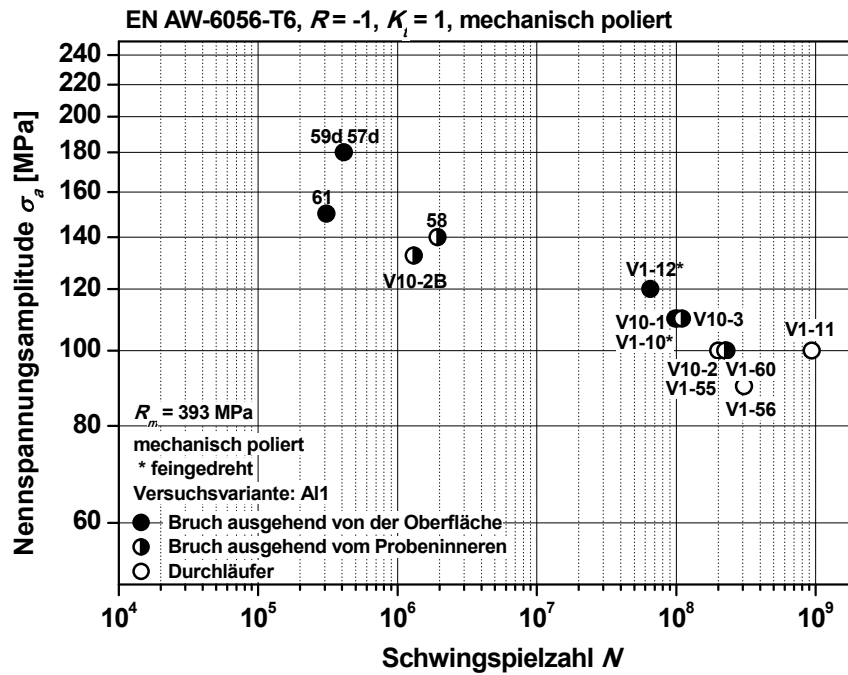


Bild E1-1: Schwingfestigkeitsdaten EN AW-6056-T6, $K_t = 1$, $R = -1$

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E1 Glatte Proben, $R = -1$

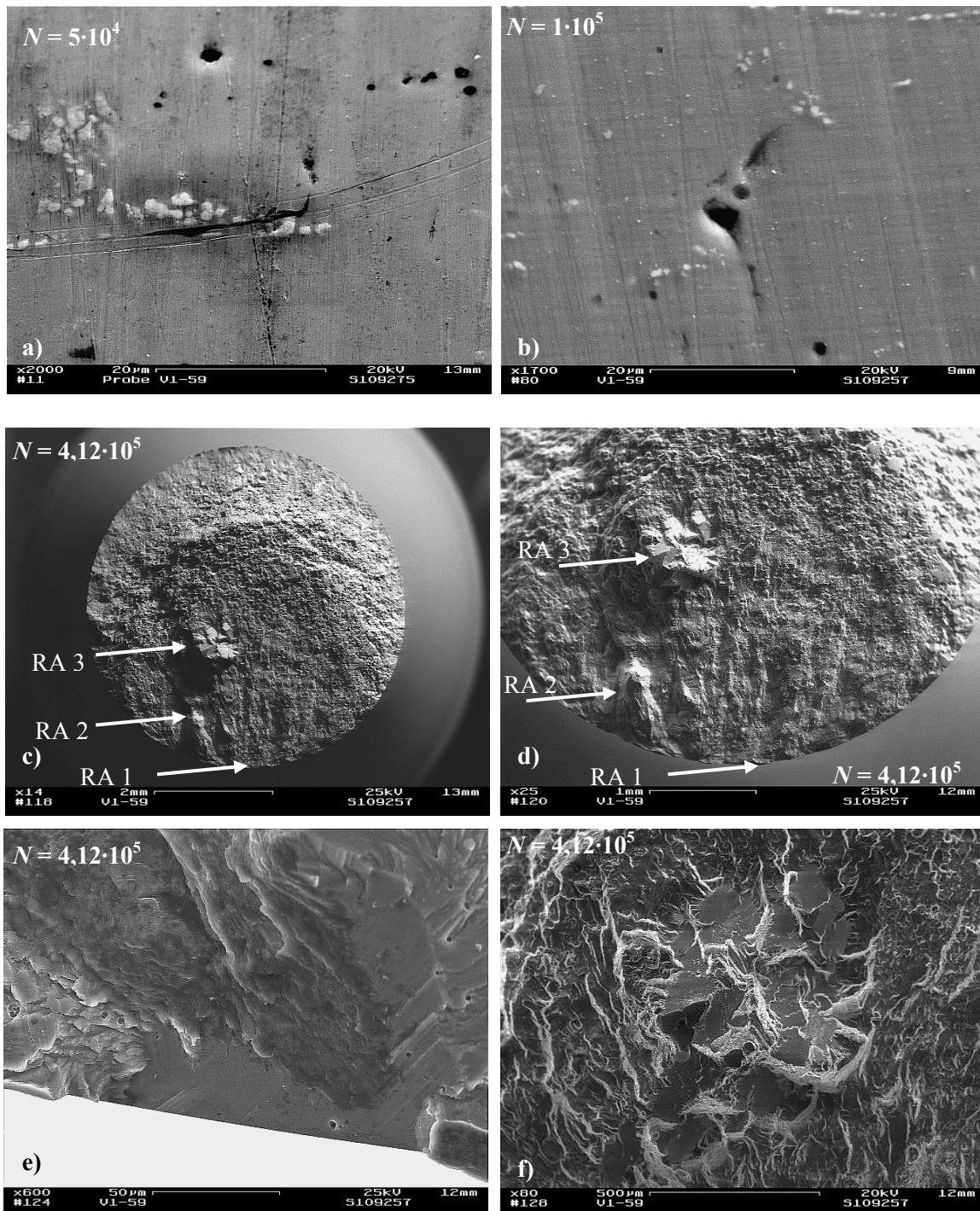


Bild E1-2: Probe A11-59, $\sigma_a = 180$ MPa, unterbrochene Schwingversuche, **a)** Oberfläche, der noch nicht versagten Probe (Mikroriss an Oberflächenbeschädigung) **b)** Oberfläche, der noch nicht versagten Probe (Aufklaffungen bilden sich unabhängig von angeschnittenen primären intermetallischen Teilchen), **c)** Übersicht der Bruchfläche (Gekennzeichnet sind der maßgebliche Rissausgang von der Oberfläche, RA 1 sowie zwei mögliche Rissausgänge unterhalb der Oberfläche RA 2 und RA 3.) **d)** Detail (Zeigt die 3 Rissausgänge.) **e)** Detail des Rissausgangs RA 1, (spaltförmige Fläche direkt an der Probenoberfläche) **f)** Detail des Rissausgangs RA 3, (spaltförmige Flächen im Probeninneren)

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E1 Glatte Proben, $R = -1$

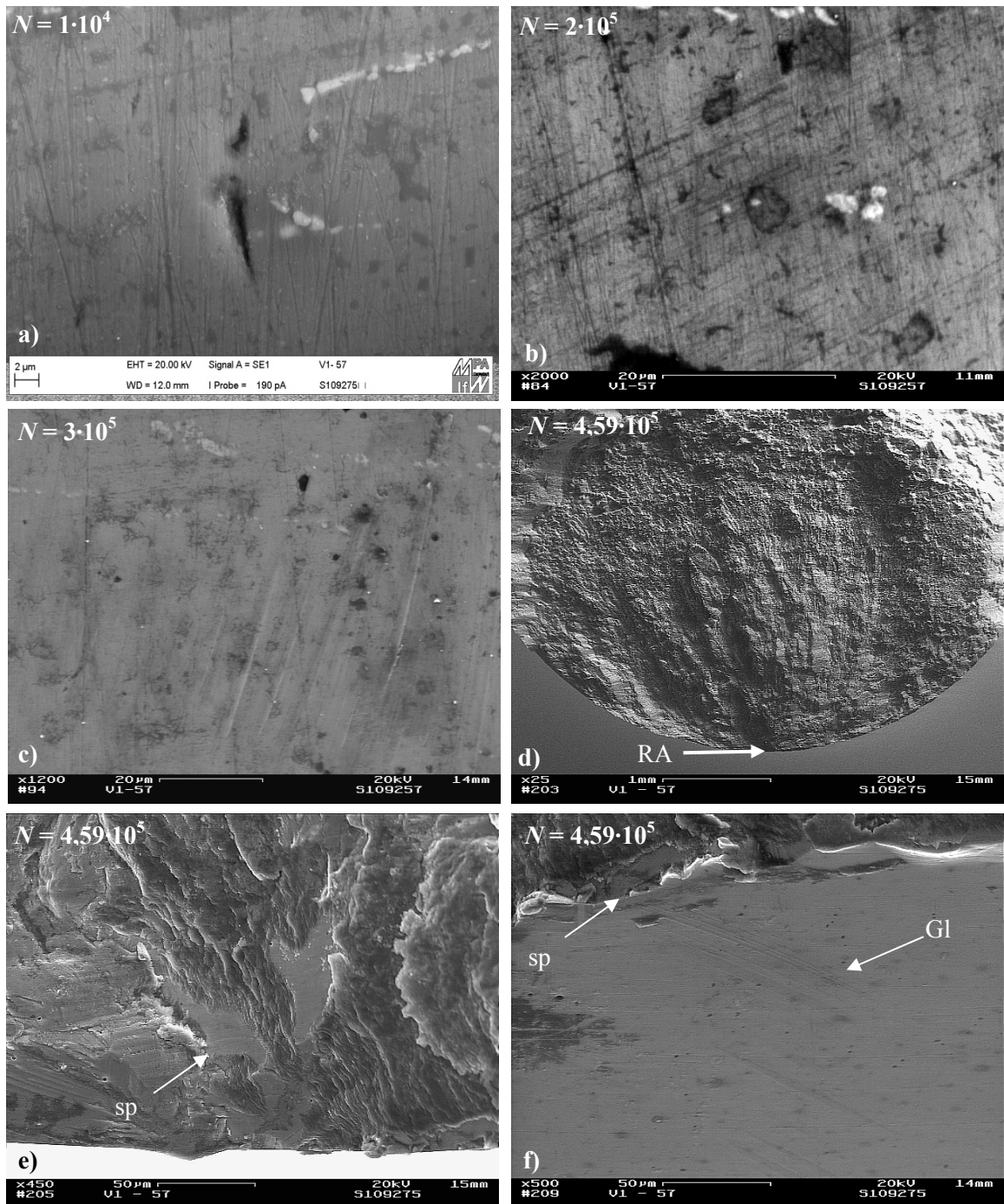


Bild E1-3: Probe A11-57, $\sigma_a = 180$ MPa, unterbrochene Schwingversuche, **a)** bis **c)** Oberfläche, der noch nicht versagten Probe, **a)** Aufklaffungen, **b)** schwache Gleitlinien, **c)** deutlichere Gleitlinien (Gefunden an mehreren Stellen.) **d)** Übersicht des Rissausgangs (RA) **e)** Detail des Rissausgangs an der Oberfläche (spaltförmige Flächen direkt an der Probenoberfläche) **f)** Probenoberfläche am Rissausgang (Gleitlinien, Gl, stehen in einem Winkel von 40° zu der spaltförmigen Flächen, sp, am Rissausgang.)

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E1 Glatte Proben, $R = -1$

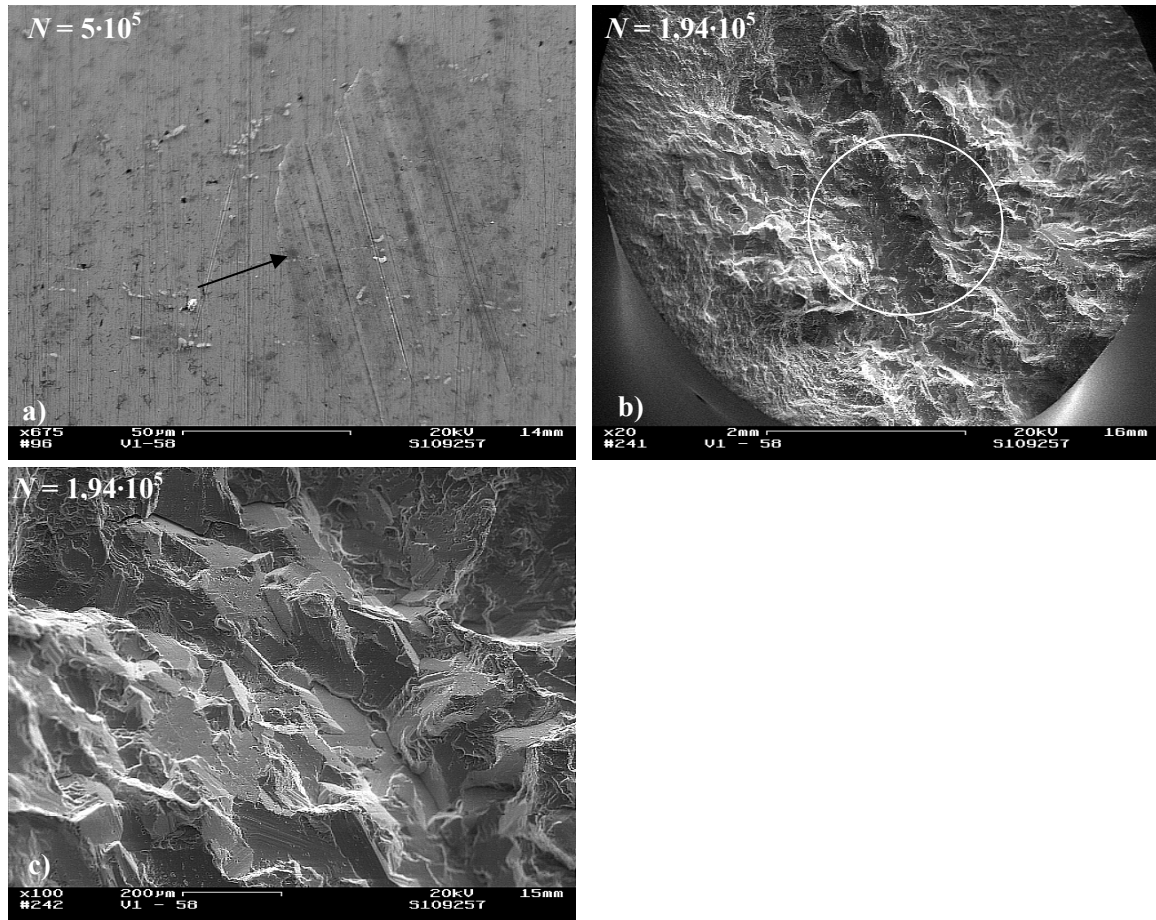


Bild E1-4: Probe A11-58, $\sigma_a = 140$ MPa, unterbrochene Schwingversuche, **a)** Oberfläche, der noch nicht versagten Probe (schwache Gleitlinien) **b)** Übersicht der Bruchfläche (Der Rissausgangsbereich liegt im Probeninneren und ist durch einen Kreis gekennzeichnet.) **c)** Detail des Rissausgangs (spaltförmige Flächen)

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E1 Glatte Proben, $R = -1$

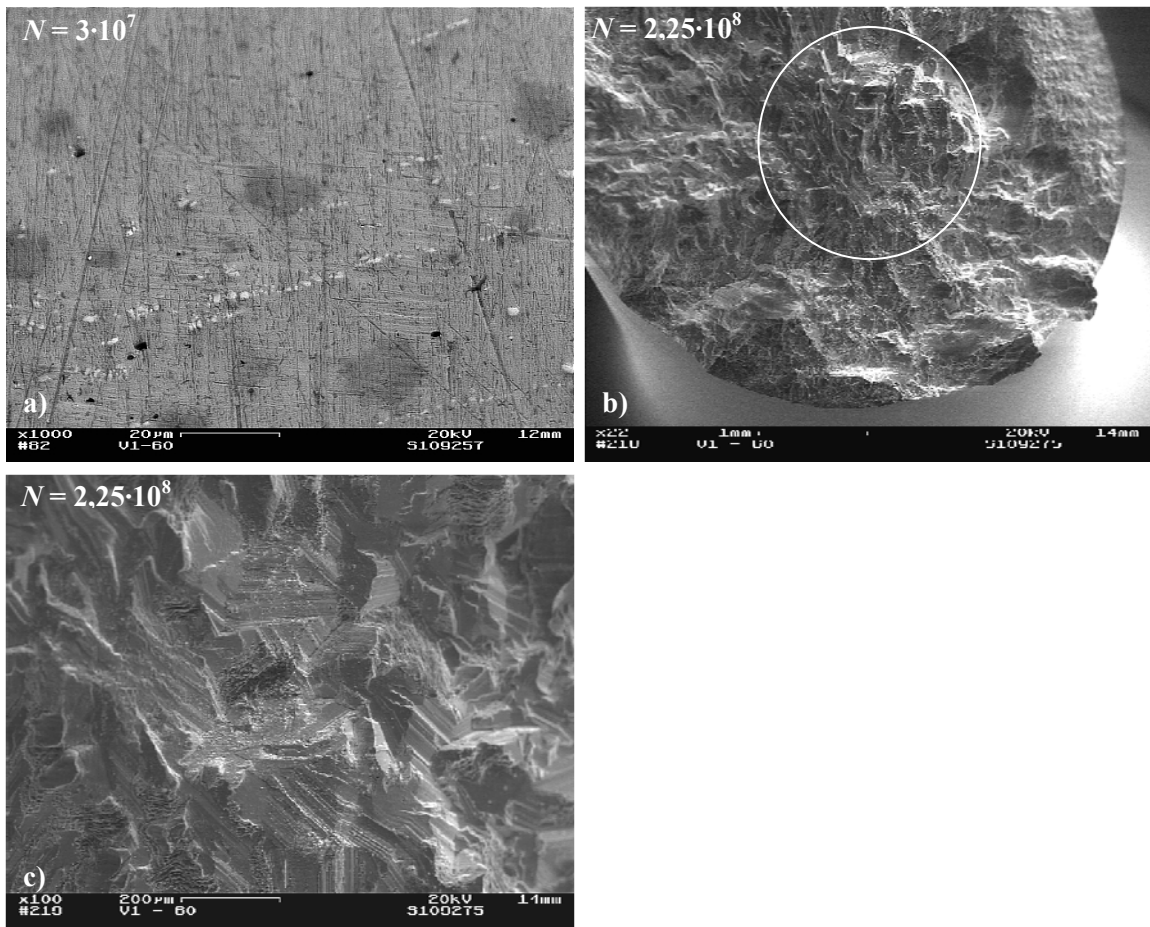


Bild E1-5: Probe A11-60, $\sigma_a = 100$ MPa, unterbrochene Schwingversuche, **a)** Oberfläche, der noch nicht versagten Probe (schwache Gleitlinien) **b)** Bruchfläche (Der Rissausgangsbereich liegt im Probeninneren und ist durch einen Kreis gekennzeichnet.) **c)** Detail des Rissausgangs (spaltförmige Flächen)

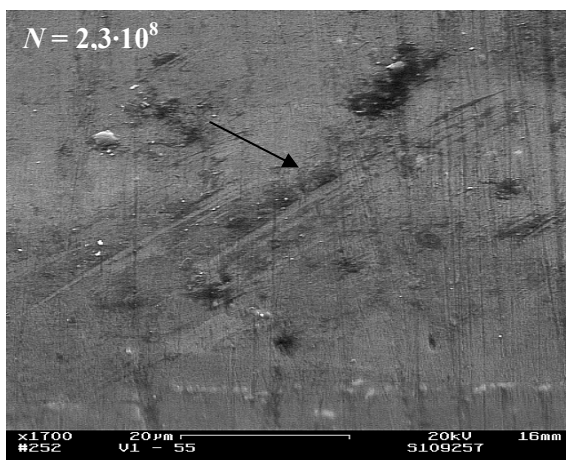


Bild E1-6: Probe A11-55, $\sigma_a = 100$ MPa, möglicherweise schwache Gleitlinien auf der Oberfläche einer Probe, die ohne Versagen die Grenzwahrscheinlichkeit erreicht

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6

E2 Glatte Proben, $R = 0,1$

E2 Glatte Proben, $R = 0,1$

Tabelle E2-1: Einzeldaten Versuchsvariante Al2 (EN AW-6056-T6, $R_m = 393$ MPa, mechanisch poliert)

VHF: servohydraulische Prüfmaschine, **HFP:** Hochfrequenzpulsator, **X:** Bruch, **O:** Durchläufer, **RA:** Rissausgang, **OF:** Oberfläche, **PI:** Probeninneres, **n. e.:** nicht eindeutig, **s:** spaltflächig, **f:** Federstruktur, **n. u.:** nicht untersucht, **mp:** mechanisch polierte Oberfläche, **g:** gedrehte Oberfläche

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	Beschreibung des Rissausgangs		Gleitlinien		Eigenspannungen [MPa]	Bemerkung
								Bruchmikrostruktur	Entfernung zur OF [μm]	Existenz	Ort		
Al2-46	VHF	200	150	X	$2,59 \cdot 10^5$	OF	1	s→f	-	ja	nicht direkt am RA	n.u.	wird im Text ausführlich beschrieben
Al2-48	VHF	200	140	X	$2,04 \cdot 10^5$	OF	1	s→f	-	nein	-	48	-
Al2-45	VHF	200	140	X	$7,67 \cdot 10^5$	PI	1	s	2,2	n.u.	-	n.u.	wird im Text ausführlich beschrieben beschrieben
Al2-44	VHF	400	120	X	$2,66 \cdot 10^6$	PI	1	s	2,0	n.u.	-	n.u.	-
Al2-41	VHF	400	120	X	$2,69 \cdot 10^6$	PI	1	s	1,5	ja	nahe RA	-76	-

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E2 Glatte Proben, $R = 0,1$

Fortsetzung von Tabelle E2-1:

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	Beschreibung des Rissausgangs		Gleitlinien		Eigenspannungen [MPa]	Bemerkung
								Bruchmikro- struktur	Entfernung zur OF [µm]	Existenz	Ort		
Al2-47	VHF	400	120	X	$5,05 \cdot 10^6$	PI	1	s	1,7	n.u.	-	-112	-
Al2-43	VHF	400	120	X	$5,54 \cdot 10^6$	PI	1	s	1,7	n.u.	-	0	-
Al2-49	VHF	400	100	X	$4,43 \cdot 10^7$	PI	1	s	1,0	n.u.	-	-35	senkrecht aufeinander stehende Nebenrisse auf Probenoberfläche
Al2-42	VHF	400	100	X	$1,03 \cdot 10^8$	PI	1	s	2,0	n.u.	-	1. Stelle -45, 2. Stelle -177	im Text ausführlich beschrieben
Al2-51	VHF	400	90	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-45	-

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E2 Glatte Proben, $R = 0,1$

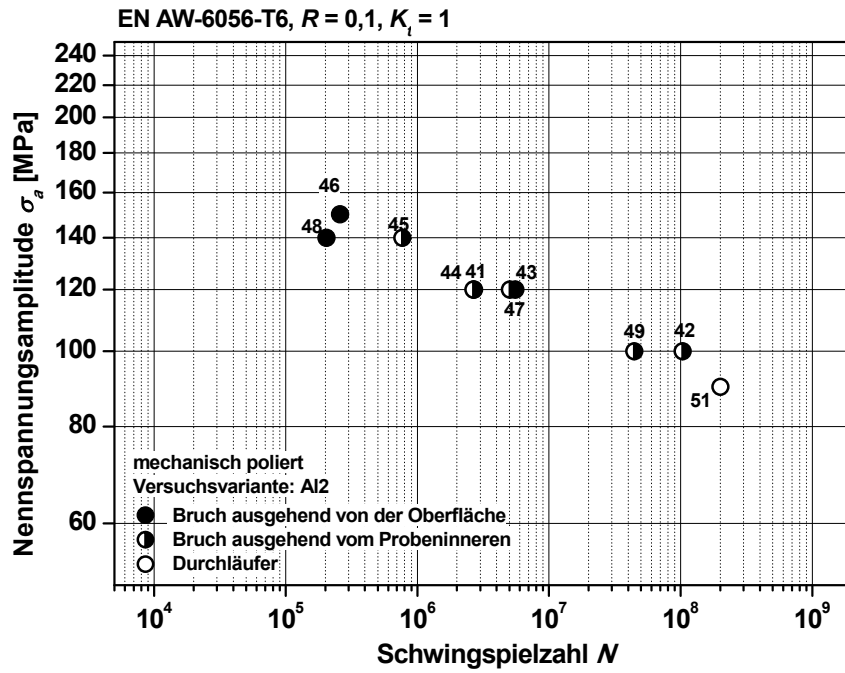


Bild E2-1: Schwingfestigkeitsdaten EN AW-6056-T6, $K_t = 1$, $R = 0,1$

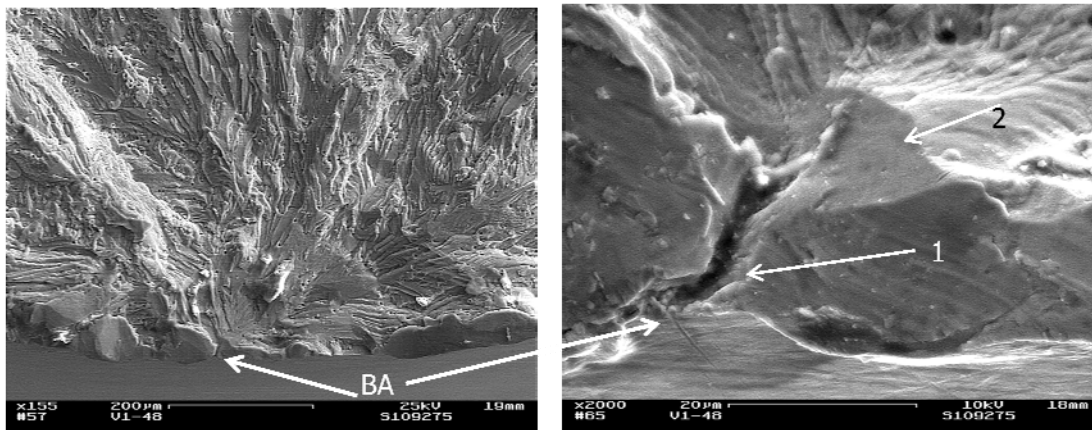


Bild E2-2: EN AW-6056-T6, Probe Al2-48, $\sigma_a = 150$ MPa, $N = 2,59 \cdot 10^5$, a) Detail des Rissausgangs an der Oberfläche (spaltförmige Flächen direkt an der Probenoberfläche)
b) Detail aus a) 1 und 2 vermutlich Korngrenzen

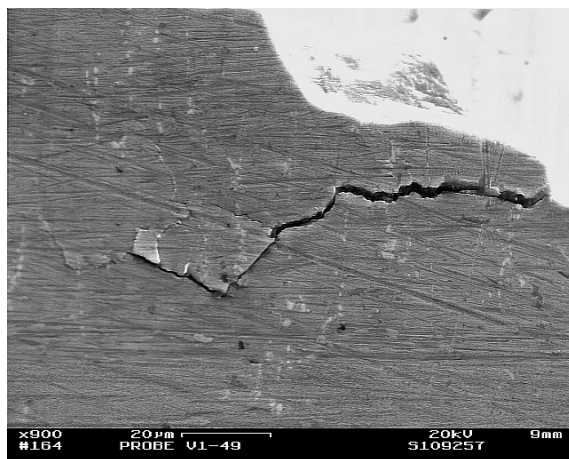


Bild E2-3: EN AW-6056-T6, Probe Al2-49, $\sigma_a = 100$ MPa, $N = 4,43 \cdot 10^5$, senkrecht aufeinander stehende Nebenrisse

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E3 Schwach gekerbte Proben, $K_t = 1,75$, $R = 0,1$, gedreht

E3 Schwach gekerbte Proben, $R = 0,1$, gedreht

Tabelle E3-1: Einzeldaten Versuchsvariante A13 (EN AW-6056-T6, $R_m = 393$ MPa, $K_t = 1,75$, gedreht)

VHF: servohydraulische Prüfmaschine, **X:** Bruch, **O:** Durchläufer, **RA:** Rissaussgang, **OF:** Oberfläche, **n. e.:** nicht eindeutig, **s:** eine Spaltfläche, **f:** Federstruktur, **n. u.:** nicht untersucht

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	Bruchmikrostruktur im Rissaussgang	Bemerkung
V3-11	VHF	200	110	X	$1.30 \cdot 10^5$	OF	1	(s)→f	-
V3-7	VHF	200	110	X	$1.63 \cdot 10^5$	OF	1	f	-
V3-4	VHF	200	110	X	$2.11 \cdot 10^5$	OF	1	f	-
V3-8	VHF	200	100	X	$1.77 \cdot 10^5$	OF	1	s→f	-
V3-3	VHF	200	100	X	$2.92 \cdot 10^5$	OF	1	f	-
V3-12	VHF	200	100	X	$1.22 \cdot 10^6$	OF	1	(s)→f	-
V3-5	VHF	200	90	X	$4.33 \cdot 10^5$	OF	1	s→f	-
V3-10	VHF	200	90	X	$5.92 \cdot 10^6$	OF	1	s→f	-
V3-9	VHF	400	80	X	$1.54 \cdot 10^7$	OF	1	f	-
V3-6	VHF	400	80	X	$1.59 \cdot 10^7$	OF	1	(s)→f	-
V3-13	VHF	400	70	X	$3.58 \cdot 10^7$	OF	1	f	-
V3-14	VHF	400	70	X	$6.32 \cdot 10^7$	OF	n. u.	n. u.	-
V3-2	VHF	400	70	X	$1.25 \cdot 10^8$	OF	1	s→f	-
V3-15	VHF	400	60	O	$2.00 \cdot 10^8$	-	-	-	-
V3-1	VHF	400	60	O	$2.00 \cdot 10^8$	-	-	-	-

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E3 Schwach gekerbte Proben, $K_t = 1,75$, $R = 0,1$, gedreht

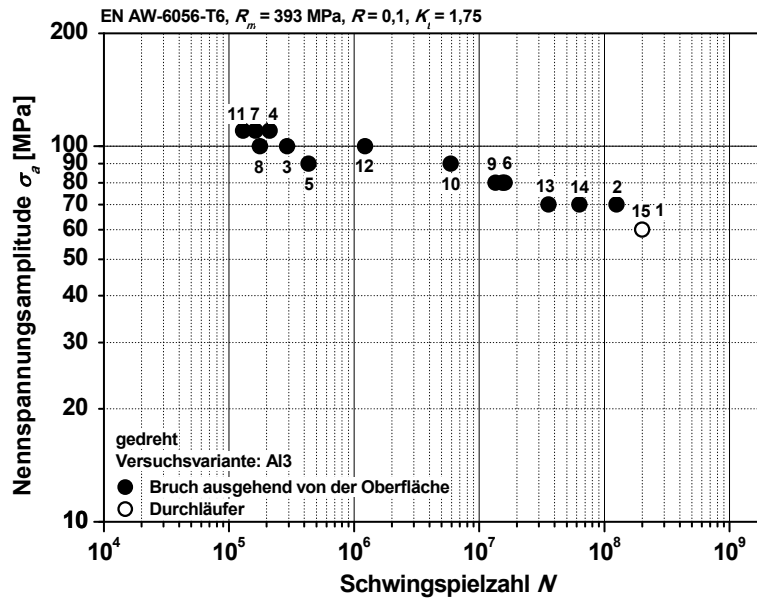


Bild E3-1: Schwingfestigkeitsdaten EN AW-6056-T6, $K_t = 1,75$, gedreht, $R = 0,1$

E4 Schwach gekerbte Proben, $R = 0,1$, kugelgestrahlt

Tabelle E4-1: Einzeldaten Versuchsvariante Al4 (EN AW-6056-T6, $R_m = 393$ MPa, $K_t = 1,75$, kugelgestrahlt), **VHF:** servohydraulische Prüfmaschine, **X:** Bruch, **O:** Durchläufer, **RA:** Rissaussgang, **OF:** Oberfläche, **D:** Rissaussgang ist an einer Mulde des Kugelstrahlens, **m:** mehrere Rissaussgänge, **f:** Federstruktur, **n. u.:** nicht untersucht

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	Bruchmikrostruktur im Rissaussgang	Bemerkung
Al4-19	HFP	150	120	X	$5,3 \cdot 10^4$	OF	m	f	D
Al 4-6	HFP	150	120	X	$9,2 \cdot 10^4$	OF	1	n. u.	n. u.
Al 4-11	HFP	150	110	X	$4,9 \cdot 10^4$	OF	1	n. u.	n. u.
Al 4-22a	HFP	150	110	X	$1,43 \cdot 10^5$	OF	1	n. u.	n. u.
Al 4-21	HFP	150	100	X	$4,4 \cdot 10^4$	OF	1	n. u.	n. u.
Al 4-13	HFP	150	100	X	$1,87 \cdot 10^5$	OF	1	n. u.	n. u.
Al 4-1	VHF	400	90	X	$7,24 \cdot 10^5$	OF	1	n. u.	n. u.
Al 4-12	HFP	150	80	O	$2,17 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al 4-2	VHF	400	70	X	$7,56 \cdot 10^5$	OF	1	f	D
Al 4-4	VHF	400	70	X	$1,47 \cdot 10^5$	OF	1	n. u.	n. u.
Al 4-22	HFP	150	60	O	$2,05 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al 4-8	HFP	150	50	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-		--

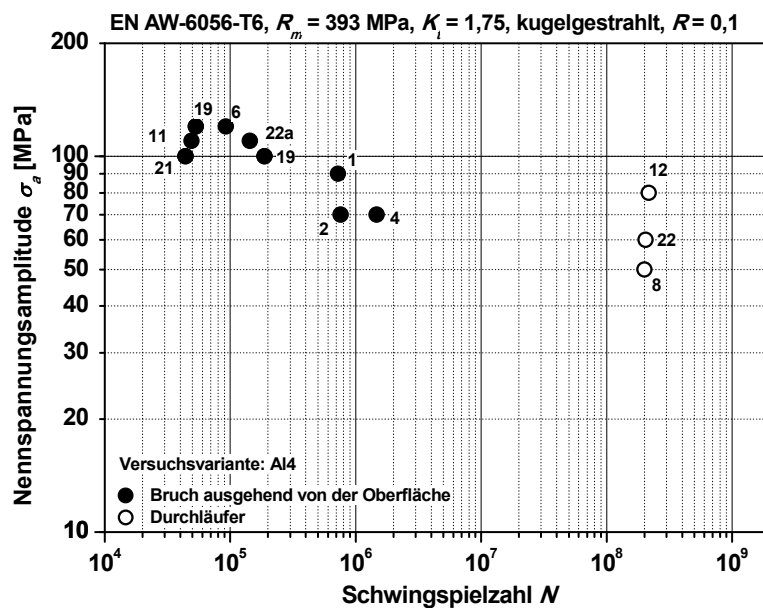


Bild E4-1: Schwingfestigkeitsdaten EN AW-6056-T6, $K_t = 1,75$, kugelgestrahlt, $R = 0,1$

E5 Stark gekerbte Proben, schlusswärmebehandelte Schrauben M10, R = 0,1

Tabelle E5-1: Einzeldaten Versuchsvariante Al5 (EN AW-6056-T6, $R_m = 412$ MPa, schlusswärmebehandelte Schrauben M10), Prüfmaschine: Hochfrequenzpulsator, $f \approx 150$ Hz, A_s : Spannungsquerschnitt Schraube M10 (58 mm²), **X**: Bruch, **O**: Durchläufer, **RA**: Rissausgang, **Gg**: Gewindegrund, **m**: mehrere Rissausgänge, **f**: Federstruktur, **n. u.**: nicht untersucht

Probe	σ_u [MPa] bez. A_s	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	Bruchmikrostruktur im Rissausgang	Bemerkung
Al5-38	60	X	$4,76 \cdot 10^4$	Gg	m	f	-
Al 5-37	60	X	$4,8 \cdot 10^4$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-39	60	X	$4,87 \cdot 10^4$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-35	50	X	$8,13 \cdot 10^4$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-34	50	X	$8,6 \cdot 10^4$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-36	50	X	$1,06 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-12	40	X	$2,8 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-13	36	X	$2,92 \cdot 10^5$	Gg	1	n. u.	-
Al 5-32	32	X	$3,38 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-33	32	X	$3,83 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-14	32	X	$3,97 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-40	32	X	$5,73 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-15	29	X	$6,37 \cdot 10^5$	Gg	m	f	-
Al 5-16	27	X	$6,06 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-17	26	X	$6,63 \cdot 10^5$	Gg	1	n. u.	-
Al 5-18	24	X	$1,99 \cdot 10^6$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-19	23	X	$1,89 \cdot 10^6$	Gg	m	n. u.	-
Al 5-20	21	X	$1,15 \cdot 10^6$	Gg	1	n. u.	-
Al 5-21	20	X	$2,98 \cdot 10^6$	Gg	1	n. u.	-
Al 5-22	19	X	$2,60 \cdot 10^6$	Gg	1	n. u.	-
Al 5-23	17	X	$9,71 \cdot 10^6$	Gg	m	n. u.	-

Fortsetzung von Tabelle E5-1:

Probe	σ_a [MPa] bez. A_s	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	Bruchmikrostruktur im Rissgang	Bemerkung
Al 5-24	16	X	$5,96 \cdot 10^6$	Gg	1	n. u.	-
Al 5-30	14	X	$2,97 \cdot 10^7$	Gg	1	n. u.	-
Al5-25	14	X	$5,43 \cdot 10^7$	Gg	1	n. u.	-
Al5-27	14	X	$1,07 \cdot 10^7$	Gg	m	f	-
Al5-26	14	X	$1,94 \cdot 10^8$	Gg	1	n. u.	-
Al5-29	13	O	$2,11 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al5-28	13	O	$2,20 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al5-31	12	O	$2,09 \cdot 10^8$	-	-	-	-

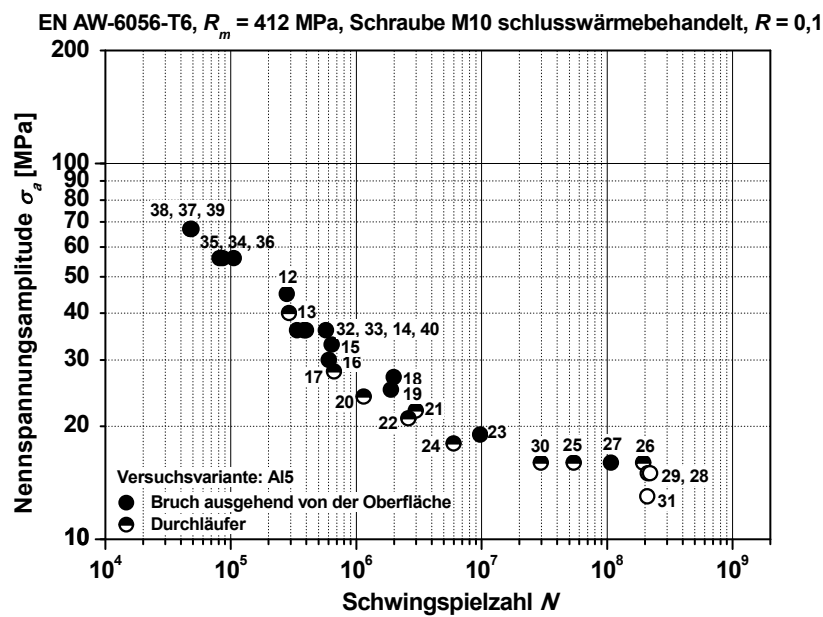


Bild E5-1: Schwingfestigkeitsdaten EN AW-6056-T6, schlusswärmebehandelte Schrauben M10, R = 0,1

E6 Stark gekerbte Proben, schlussgerollte Schrauben M10, R = 0,1

Tabelle E6-1: Einzeldaten Versuchsvariante Al6 (EN AW-6056-T6, $R_m = 412$ MPa, schlussgerollte Schrauben M10), Prüfmaschine: Hochfrequenzpulsator, $f \approx 150$ Hz, A_s : Spannungsquerschnitt Schraube M10 (58 mm²), **X**: Bruch, **O**:Durchläufer, **RA**: Rissauszgang, **Gg**: Gewindegrund, **Ük**: Übergang Schraubenkopf zu -schaft, **m**: mehrere Rissauszgänge, **f**: Federstruktur, **n. u.**: nicht untersucht

Probe	σ_a [MPa] bez. A_s	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	Bruchmikrostruktur im Rissauszgang	Bemerkung
Al6-39	81	X	$7,99 \cdot 10^4$	Gg	m	f	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al 6-40	81	X	$1,18 \cdot 10^5$	Ük	m	n. u.	-
Al 6-41	81	X	$1,31 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-36	72	X	$1,74 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-37	72	X	$1,94 \cdot 10^5$	Ük	1	n. u.	-
Al6-38	72	X	$1,95 \cdot 10^5$	Ük	m	n. u.	-
Al6-33	60	X	$2,27 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	-
Al6-34	60	X	$2,65 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-35	60	X	$2,92 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-43a	60	X	$3,57 \cdot 10^5$	Gg	m	n. u.	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-15a	53	X	$2,02 \cdot 10^7$	Gg	m	f	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-16	47	X	$9,07 \cdot 10^5$	Gg	m	f	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-19	43	X	$1,79 \cdot 10^6$	Gg	m	n. u.	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-21	43	X	$1,94 \cdot 10^6$	Gg	m	n. u.	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-17	43	X	$8,25 \cdot 10^7$	Ük	1	f	-
Al6-22	42	X	$1,55 \cdot 10^6$	Gg	m	n. u.	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-18	42	O	$2,20 \cdot 10^8$	-	-	-	--
Al6-20	42	O	$2,20 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al6-23	40	X	$6,72 \cdot 10^5$	Ük	1	n. u.	-
Al6-25	40	X	$1,39 \cdot 10^6$	Ük	m	n. u.	-
Al6-14a	40	O	$1,27 \cdot 10^7$	-	-	-	-

Anhang E Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6056-T6
E6 Stark gekerbte Proben, schlussgerollte Schrauben M10, R = 0,1

Probe	σ_a [MPa] bez. A_s	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	Bruchmikrostruktur im Rissgang	Bemerkung
Al6-27	40	X	$2,05 \cdot 10^7$	Gg	m	f	in unterschiedlichen Gewindegängen
Al6-15	40	O	$2,20 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al6-30	39	X	$8,18 \cdot 10^5$	Ük	m	n. u.	-
Al6-28	39	X	$2,76 \cdot 10^6$	Ük	l	n. u.	-
Al6-32	39	X	$3,98 \cdot 10^7$	Ük	n.e.	n. u.	-
Al6-24	39	O	$2,02 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al6-26	39	O	$2,20 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al6-29	38	O	$2,14 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al6-31	38	O	$2,20 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al6-43	32	O	$1,16 \cdot 10^7$	-	-	-	-
Al6-14	22	O	$2,08 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al6-13	21	O	$2,20 \cdot 10^8$	-	-	-	-

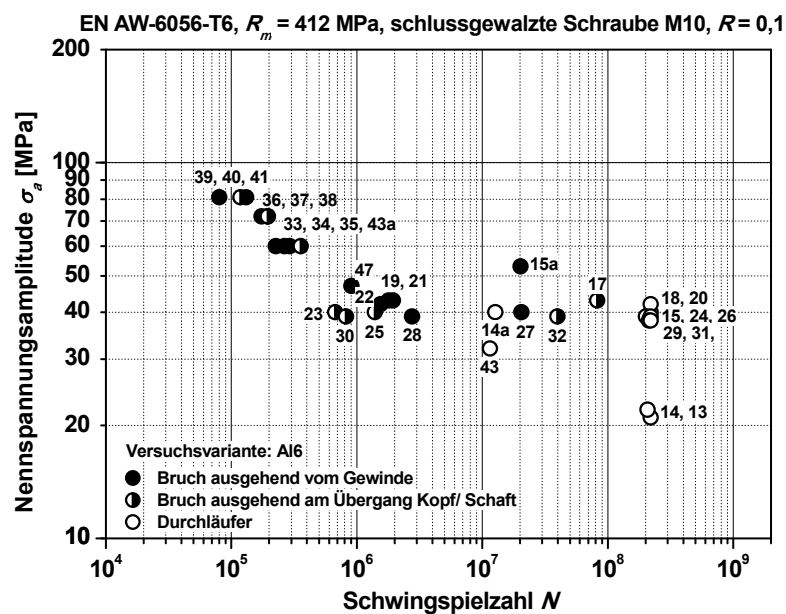


Bild E6 -1: Schwingfestigkeitsdaten EN AW-6056-T6, schlussgerollte Schrauben M10, R = 0,1

F Einzeldaten EN AW-6082-T5

Tabelle F1-1: Einzeldaten Versuchsvariante AL 7 , (EN AW-6082-T5, R = 0, K_t = 1, gedreht, R_m= 356 MPa, f= 400 Hz (servohydraulische Prüfmaschine) aus [Pyt02, Ber04],
X: Bruch, **O:** Durchläufer, **RA:** Rissausgang, **OF:** Oberfläche, **PI:** Probeninneres,
n. e.: nicht eindeutig, **a:** abgeflachter Bereich, **f:** Federstruktur, **n. u.:** nicht untersucht,
REM: Rasterelektronenmikroskop, **BF:** Bruchfläche, **GBF:** Gegenbruchfläche,
O: oxidischer Belag, **LiMi:** Lichtmikroskopische Untersuchung

Probe	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Beschreibung des Rissausgangs		Bemerkung, im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen
					Bruchmikrostruktur	Entfernung zur OF [µm]	
Al7-18	200	X	$8,37 \cdot 10^2$	OF	n. u.	-	-
Al7-21	190	X	$2,34 \cdot 10^4$	OF	n. u.	-	-
Al7-20	180	X	$6,80 \cdot 10^4$	OF	n. u.	-	-
Al7-19	180	X	$9,20 \cdot 10^4$	OF	n. u.	-	-
Al7-13	160	X	$1,17 \cdot 10^5$	OF	n. u.	-	-
Al7-14	160	X	$3,86 \cdot 10^5$	OF	n. u.	-	-
Al7-15	160	X	$6,55 \cdot 10^5$	OF	f	-	REM BF
Al7-11	130	X	$1,30 \cdot 10^7$	OF	n. u.	-	-
Al7-34	130	X	$1,36 \cdot 10^7$	OF	n. u.	-	-
Al7-12	130	X	$6,66 \cdot 10^6$	PI	a	500	REM BF, Zielpräp EBSD
Al7-33	125	X	$1,54 \cdot 10^7$	OF	n. u.	-	-
Al7-32	120	X	$5,10 \cdot 10^7$	OF	n.u.	-	-
Al7-2	115	X	$4,88 \cdot 10^6$	OF	n.u.	-	-
Al7-5	110	X	$6,44 \cdot 10^6$	n.e.	n.u.	-	-
Al7-3	110	X	$7,09 \cdot 10^6$	PI	n.u.	-	-
Al7-28	110	X	$2,06 \cdot 10^7$	PI	a	2130	REM BF
Al7-22	110	X	$3,46 \cdot 10^7$	PI	a	600	REM BF
Al7-16	110	X	$7,09 \cdot 10^7$	PI	a	250	-
Al7-24	110	X	$7,20 \cdot 10^7$	n.e.	n.u.	-	-
Al7-7	110	X	$9,67 \cdot 10^7$	PI	a	300	Zielpräp, REM, EBSD

Anhang F Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen EN AW-6082-T5

Probe	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Beschreibung des Rissausgangs		Bemerkung, im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen
					Bruchmikrostruktur	Entfernung zur OF [μm]	
Al7-1	110	X	$1,58 \cdot 10^8$	PI	a	450	-
Al7-25	105	X	$6,18 \cdot 10^6$	PI	a	1220	REM BF
Al7-37	105	X	$4,66 \cdot 10^7$	PI	n.u.	n.u.	-
Al7-8	105	X	$7,63 \cdot 10^7$	PI	n. e.	1000	-
Al7-29	105	X	$8,28 \cdot 10^7$	PI	a	400	REM BF
Al7-23	105	O	$1,03 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al7-31	105	O	$1,03 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al7-27	105	O	$1,04 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al7-17	105	O	$1,08 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al7-4	105	X	$1,26 \cdot 10^8$	PI	a	600	-
Al7-6	105	X	$1,33 \cdot 10^8$	PI	a, O	430	REM BF+GBF
Al7-10a	105	O	$2,05 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al7-10	105	X	$4,64 \cdot 10^8$	PI	a	gering	-
Al7-9	100	X	$3,98 \cdot 10^8$	PI	a	200	-
Al7-26	100	O	$1,15 \cdot 10^8$	-	-	-	-
Al7-38	100	X	$6,54 \cdot 10^8$	PI	a	300	-
Al7-30	100	X	$1,07 \cdot 10^9$	PI	a	530	REM BF, Zielpräp EBSD

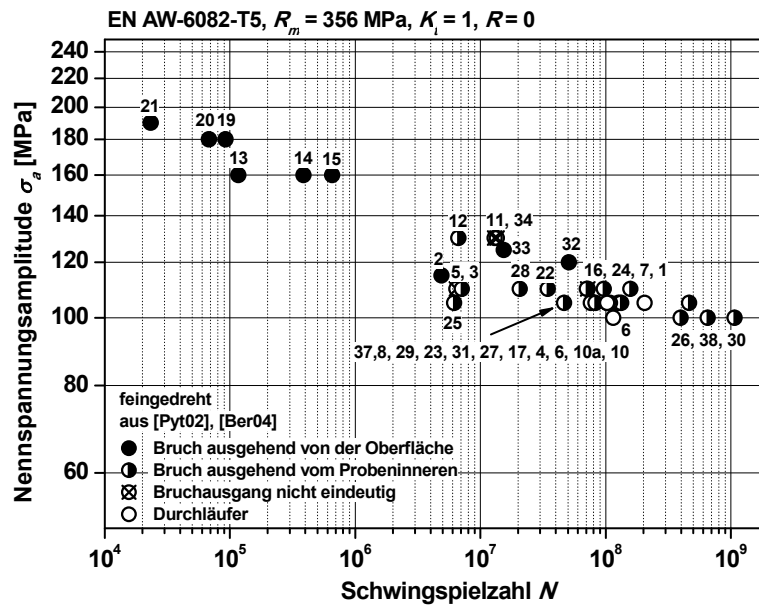


Bild F1-1: Schwingfestigkeitsdaten EN AW-6082-T5, $K_t = 1$, $R = 0$ Daten aus [Pyt02, Ber04]

G Einzeldaten 42CrMo4**Tabelle G-1:** Einzeldaten Versuchsvariante VSS1 ($R_m = 1100$ MPa, $K_t = 1$, $R = -1$, Zug-Druck-Wechselbeanspruchung)

VHF: servohydraulische Prüfmaschine, **X:** Bruch, **O:** Durchläufer, **RA:** Rissausgang, **OF:** Oberfläche, **PI:** Probeninneres, **RA-Typ:** vgl. **Abschnitt 4.2.2.1**, **ES:** Einschluss, Defekt Fall Nr. I, II, III oder IV - vgl. **Bild 4-9**, **OG** - globulares Oxid, **n. e.:** nicht eindeutig, σ_{ES} : Eigenspannungen, d_{max} : maximale Abmessung des Einschlusses

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	RA Typ	Beschreibung des Rissausgangs						σ_{ES} [MPa]	Bemerkung
									Defektart	Defekt Fall Nr.	Entfernung zur OF [μm]	Einschlussart	chem. Zusammensetzung	d_{max} [μm]		
VSS1-1a	VHF	220	700	X	$2,89 \cdot 10^4$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n. u.	frakt. Untersuchung nicht möglich
VSS1-3	VHF	10	700	X	$5,26 \cdot 10^4$	OF	3	2	ES	II	0	OG	(Al, Ca)·(O)	ca. 25	1 ± 10	2 RA ausgehend von Einschlüssen
VSS1-6	VHF	10	700	X	$4,99 \cdot 10^4$	OF	1	2	ES	II	0	OG	(Al,Ca)·(O, S)	21	-291 ± 6	-
VSS1-9	VHF	20	600	X	$8,90 \cdot 10^4$	OF	1	2	ES	I	0	OG	(Al,Ca, Si,Mn)·(O,S)	23	-351 ± 8	-
VSS1-5	VHF	20	600	X	$2,54 \cdot 10^5$	OF	3	1/2	3.RA: ES	3.RA: I	3.RA: 0	OG	(Al,Ca)·(O,S)	21	3 ± 8	3. RA ausgehend von Einschluss, vermutlich nicht Versagens ursächlicher RA

Anhang G Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen 42CrMo4

Fortsetzung von Tabelle G-1:

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	RA Typ	Beschreibung des Rissausgangs						σ_{ES} [MPa]	Bemerkung
									Defektart	Defekt Fall Nr.	Entfernung zur OF [μm]	Einschluss-art	chem. Zusammensetzung	d_{max} [μm]		
VSS1-4	VHF	20	600	X	$1,04 \cdot 10^6$	PI	1	2	ES	IV	1240	OG	(Al,Mg,Ca)·(O)	79	-676 ± 20 u. -439 ± 17	-
VSS1-15	VHF	20	575	X	$2,31 \cdot 10^5$	OF	1	2	ES	I	0	OG	(Al, Mg, Ca, Si)·(O, S)	23	-399 ± 9	-
VSS1-14	VHF	200	575	X	$7,89 \cdot 10^5$	(OF)	-	-	-	-	-	-	-	-	-192 ± 11	Probe beschädigt
VSS1-16	VHF	200	550	X	$4,46 \cdot 10^6$	(OF)	-	-	-	-	-	-	-	-	-577 ± 15	Probe beschädigt
VSS1-13	VHF	200	550	O	$2,48 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-397 ± 20	-
VSS1-2	VHF	300	525	X	$2,40 \cdot 10^6$	OF	1	1	-	-	-	-	-	-	-81 ± 7	-
VSS1-12	VHF	300	525	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n.u.	-
VSS1-17	VHF	340	525	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n.u.	-
VSS1-18	VHF	340	525	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n.u.	-
VSS1-7	VHF	340	500	X	$1,42 \cdot 10^7$	(OF)	-	-	-	-	-	-	-	-	-411 ± 10	Probe beschädigt
VSS1-8	VHF	340	500	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-416 ± 28	-

Anhang G Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen 42CrMo4

Fortsetzung von Tabelle G-1:

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	RA Typ	Beschreibung des Rissausgangs						σ_{ES} [MPa]	Bemerkung
									Defektart	Defekt Fall Nr.	Entfernung zur OF [μm]	Einschluss-art	chem. Zusammensetzung	d_{max} [μm]		
VSS1-10	VHF	340	500	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n.u.	-
VSS1-11	VHF	340	500	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-407 ± 5	-
VSS1-19	VHF	340	500	O	$2,02 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n.u.	-
VSS1-1	VHF	340	500	O	$2,03 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n.u.	-

Anhang G Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen 42CrMo4

Tabelle F-2: Einzeldaten Versuchsvariante VSS1 ($R_m = 1100$ MPa, $K_t = 1$, $R = -1$, Umlaufbiegebeanspruchung)

Umbi: Umlaufbiegemaschine, **X:** Bruch, **O:** Durchläufer, **RA:** Rissausgang, **OF:** Oberfläche, **PI:** Probeninneres, **RA – Typ:** - vgl. **Abschnitt 4.2.2.1**, **ES:** Einschluss, Defekt Fall Nr. I, II, III oder IV - vgl. **Bild 4-9**, **OG:** globulares Oxid, **n. e.:** nicht eindeutig, σ_{ES} : Eigenspannungen, d_{max} : maximale Abmessung des Einschlusses

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	RA Typ	Beschreibung des Rissausgangs						Bemerkung
									Defektart	Defekt Fall Nr.	Entfernung zur OF [μ m]	Einschluss-art	chem. Zusammen-setzung	d_{max} [μ m]	
VSS1-38a	Umbi	60	720	X	$1,11 \cdot 10^5$	PI	1	2	ES	IV	110	OG	(Ca, Mg, Si)·(O,)	25	-
VSS1-36a	Umbi	60	720	X	$5,41 \cdot 10^5$	OF	1	1	-	-	-	-	-	-	-
VSS1-31	Umbi	60	675	X	$6,63 \cdot 10^5$	OF	1	2	ES	III	69	OG	(Al, Mg, Na, Si) ·(O, S)	34	-
VSS1-40a	Umbi	60	650	X	$4,26 \cdot 10^5$	PI	1	2	ES	IV	357	OG	(Al, Ca, Si)·(O)	100	-
VSS1-32	Umbi	60	650	X	$4,80 \cdot 10^6$	OF	1	2	ES	III	83	OG	(Al, Ca, Mg)·(O)	130	-
VSS1-33	Umbi	60	625	X	$1,50 \cdot 10^6$	PI	1	2	ES	IV	317	OG	(Al, Ca, Si)·(O)	80	-
VSS1-37	Umbi	60	625	X	$2,15 \cdot 10^6$	PI	1	2	ES	IV	151	OG	(Al, Mg, Ca)·(O)	59	-
VSS1-38	Umbi	60	612,5	O	$5,40 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
VSS1-38	Umbi	60	612,5	O	$5,40 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
VSS1-35	Umbi	60	600	X	$9,63 \cdot 10^7$	PI	1	2	ES	IV	207	OG	(Al, Mg, Ca, Si)·(O)	68	-
VSS1-36	Umbi	60	600	O	$2,88 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
VSS1-34	Umbi	60	600	O	$1,11 \cdot 10^9$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

Anhang G Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen 42CrMo4

Tabelle F-3: Einzeldatendaten Versuchsvariante VS1 ($R_m = 1350 \text{ MPa}$, $K_t = 1$, $R = -1$, Zug-Druck-Wechselbeanspruchung)

VHF: servohydraulische Prüfmaschine, **HFP:** Hochfrequenzpulsator, **X:** Bruch, **O:** Durchläufer, **RA:** Rissausgang, **OF:** Oberfläche, **PI:** Probeninneres, **RA-Typ:** vgl. **Abschnitt 4.2.2.1**, **ES:** Einschluss, Defekt Fall Nr. I, II, III oder IV - vgl. **Bild 4-9**, **OG** - globulares Oxid, **n. e.:** nicht eindeutig, σ_{ES} : Eigenspannungen, d_{max} : maximale Abmessung des Einschlusses

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	RA Typ	Beschreibung des Rissausgangs						σ_{ES} [MPa]	Bemerkung
									Defektart	Defekt Fall Nr.	Entfernung zur OF [μm]	Einschluss-art	chem. Zusammen-setzung	d_{max} [μm]		
VS1-12	VHF	200	800	X	$4,52 \cdot 10^4$	OF	2	1	-	-	-	-	-	-	-257±13	-
VS1-11	VHF	200	800	X	$7,9 \cdot 10^4$	OF	1	1	-	-	-	-	-	-	-356±17	-
VS1-16	VHF	200	800	X	$1,35 \cdot 10^6$	OF	2	1. RA :1 2. RA:2	ES	II	0	OG	(Al, Cu, Mg, Si)·(O,S)	69	-175±10	-
VS1-13	VHF	200	700	X	$8,29 \cdot 10^4$	OF	1	2	ES	II	0	OG	(Al, Ca, Si) (O)	53	-377±19	-
VS1-7b	VHF	200	700	X	$1,90 \cdot 10^5$	OF	1	2	ES	II	0	OG	(Ca, Mg, Si)·(O)	10	-286±9	-
VS1-15	VHF	200	700	X	$1,02 \cdot 10^6$	PI	1	2	ES	IV	1420	OG	(Al, Ca, Si)·(O)	82	-307±15	-
VS1-17	VHF	200	700	X	$1,54 \cdot 10^6$	PI	1	2	ES	IV	450	-	-	46	-207±9	Einschluss heraus gefallen

Anhang G Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen 42CrMo4

Fortsetzung von Tabelle F-3:

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	RA Typ	Beschreibung des Rissausgangs						σ_{ES} [MPa]	Bemerkung
									Defektart	Defekt Fall Nr.	Entfernung zur OF [μ m]	Einschlussart	chem. Zusammensetzung	d_{max} [μ m]		
VS1-18	VHF	200	650	X	$1,85 \cdot 10^7$	PI	1	2	ES	IV	1940	-	-	52	-322±19	Einschluss heraus gefallen
VS1-19	VHF	200	620	X	$1,50 \cdot 10^7$	PI	1	2	ES	IV	350	OG	(Al, Ca, Mg)·(O,S)	60	-351±16	-
VS1-8a	VHF	200	620	X	$9,01 \cdot 10^7$	PI	1	2	ES	IV	844	OG	(Al, Ca, Mg)·(O)	52	-173±14	-
VS1-21	VHF	200	600	X	$4,75 \cdot 10^5$	PI	1	2	ES	IV	21	OG	(Al, Ca, Mg, Si)·(O,S)	125	-296±16	-
VS1-20	VHF	200	600	X	$3,74 \cdot 10^6$	PI	1	2	ES	IV	1550	OG	(Al, Ca, Mg)·(O,S)	70	-619±25	-
VS1-9	VHF	200	600	O	$2,16 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-251±18	-
VS1-14	VHF	200	600	O	$2,45 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-519±36	-
VS1-23	VHF	200	580	X	$2,34 \cdot 10^6$	PI	1	2	ES	IV	105	OG	(Al, Ca, Mg) (O,S)	133	-488±26	-
VS1-22	VHF	200	580	X	$7,78 \cdot 10^6$	PI	1	2	ES	IV	1150	-	-	104	-347±25	Einschluss heraus gefallen
VS1-7a	VHF	200	580	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n. u.	-
VS1-24	VHF	200	560	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n. u.	-

Anhang G Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen 42CrMo4

Fortsetzung von Tabelle F-3:

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	RA	Anzahl RA	RA Typ	Beschreibung des Rissausgangs						σ_{ES} [MPa]	Bemerkung
									Defektart	Defekt Fall Nr.	Entfernung zur OF [μm]	Einschlussart	chem. Zusammensetzung	d_{max} [μm]		
VS1-6	HFP	200	485	X	$1,10 \cdot 10^6$	PI	1	2	ES	IV	1260	OG	(Al, Ca, Mg) (O,S)	132	-578±30	-
VS1-8	VHF	200	480	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n. u.	-
VS1-7	HFP	200	470	O	$2,00 \cdot 10^8$	-	-	-	-	-	-	-	-	-	n. u.	-

Anhang G Einzeldaten und ausgewählte Bruchflächen 42CrMo4

Tabelle D 33: Einzeldaten, Versuchsvariante VS1 ($R_m = 1350 \text{ MPa}$, $K_t = 1$, $R = -1$, Umlaufbiegebeanspruchung)

Umbi: Umlaufbiegemaschine, **X:** Bruch, **O:** Durchläufer, **RA:** Rissausgang, **OF:** Oberfläche, **PI:** Probeninneres, **RA – Typ:** - vgl. **Abschnitt 4.2.2.1**, **ES:** Einschluss, Defekt Fall Nr. I, II, III oder IV - vgl. **Bild 4-9**, **OG:** globulares Oxid, d_{max} : maximale Abmessung des Einschlusses

Probe	Maschine	Frequenz [Hz]	σ_a [MPa]	Ereignis	N	Gebiet	RA	Anzahl RA	RA Typ	Beschreibung des Rissausgangs						Bemerkung
										Defektart	Defekt Fall Nr.	Entfernung zur OF [μm]	Einschlussart	chem. Zusammensetzung	maximale Abmessung [μm]	
VS1-32	Umbi	60	800	X	$1,40 \cdot 10^6$	Z	OF	1	1	-	-	-	-	-	-	-
VS1-31	Umbi	60	750	X	$3,00 \cdot 10^6$	Z	OF	1	2	ES	III	89	OG	(Al, Ca, Mg)·(O,S)	59	-
VS1-33	Umbi	60	734	X	$1,77 \cdot 10^7$	Z	OF	1	1	-	-	-	-	-	-	-
VS1-35	Umbi	60	717	X	$7,50 \cdot 10^7$	Ü	OF	1	2	ES	III	89	OG	(Al, Ca, Mg)·(O,S)	42	-
VS1-36	Umbi	60	717	O	$1,44 \cdot 10^8$	Ü	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
VS1-34	Umbi	60	717	O	$2,36 \cdot 10^8$	Ü	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
VS1-30	Umbi	60	700	O	$2,88 \cdot 10^8$	Ü	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-

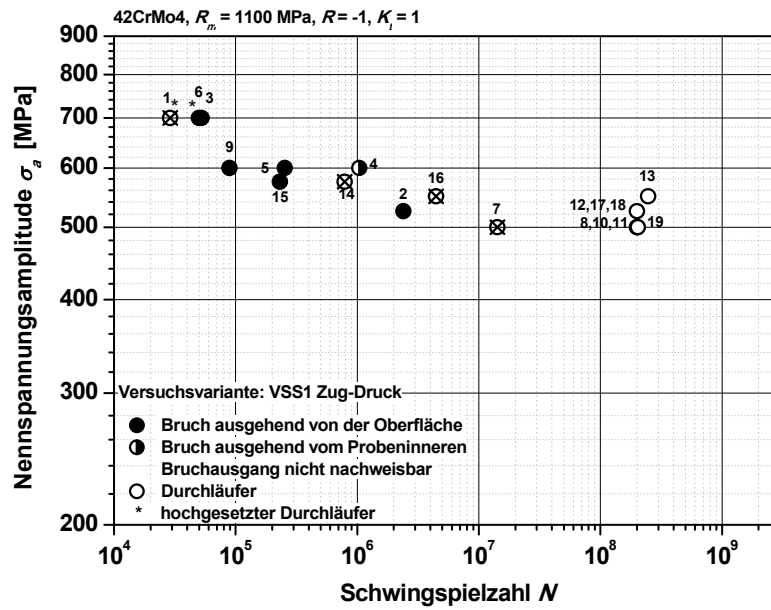


Bild G-1: Schwingfestigkeitsdaten 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa, $K_t = 1$, $R = -1$, Zug-Druck-Wechselbeanspruchung

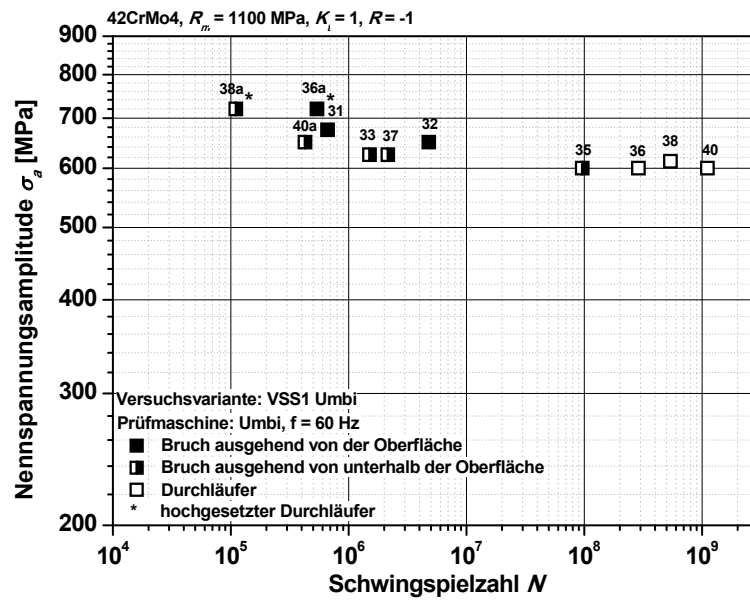


Bild G-2: Schwingfestigkeitsdaten 42CrMo4, $R_m = 1100$ MPa, $K_t = 1$, $R = -1$, Umlaufbiegebeanspruchung

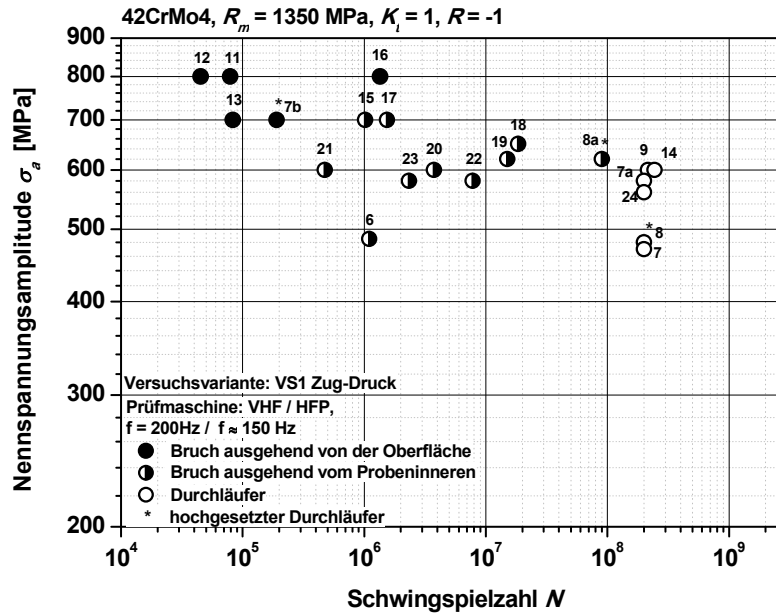


Bild G-3: Schwingfestigkeitsdaten 42CrMo4, $R_m = 1350 \text{ MPa}$, $K_t = 1$, $R = -1$, Zug-Druck-Wechselbeanspruchung

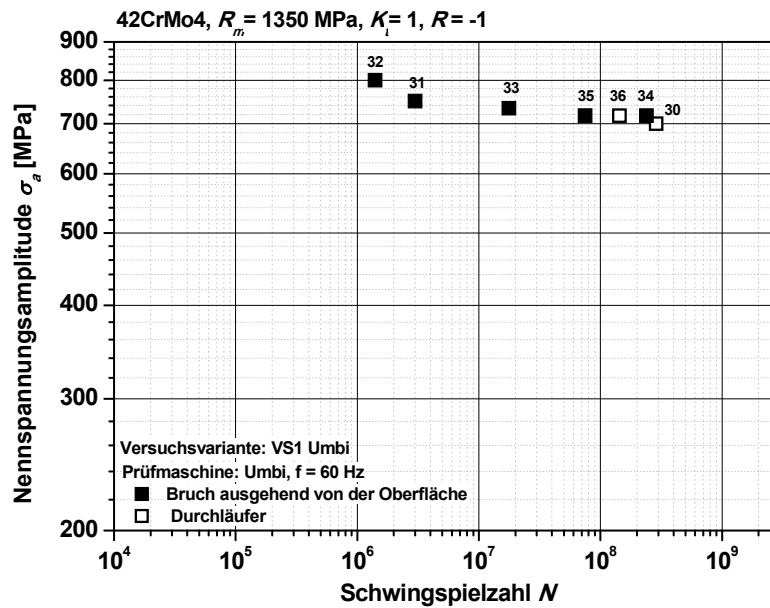


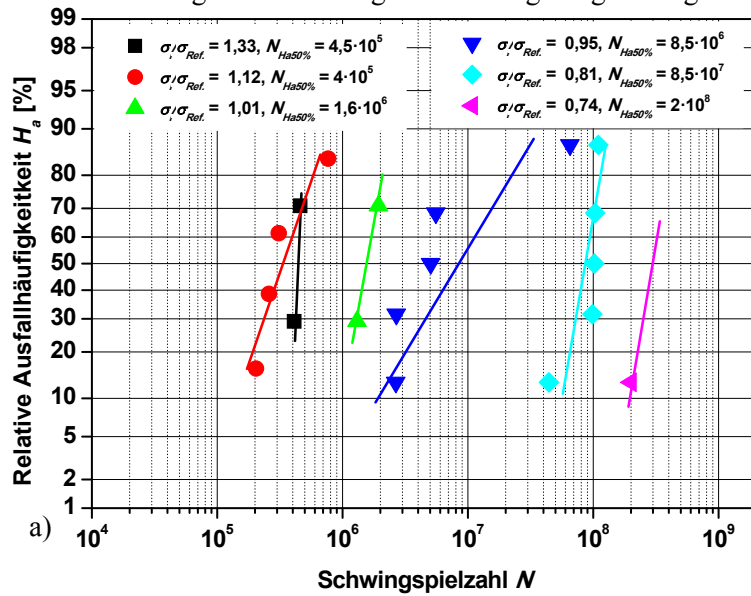
Bild G-4: Schwingfestigkeitsdaten 42CrMo4, $R_m = 1350 \text{ MPa}$, $K_t = 1$, $R = -1$, Umlaufbiegebeanspruchung

H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6

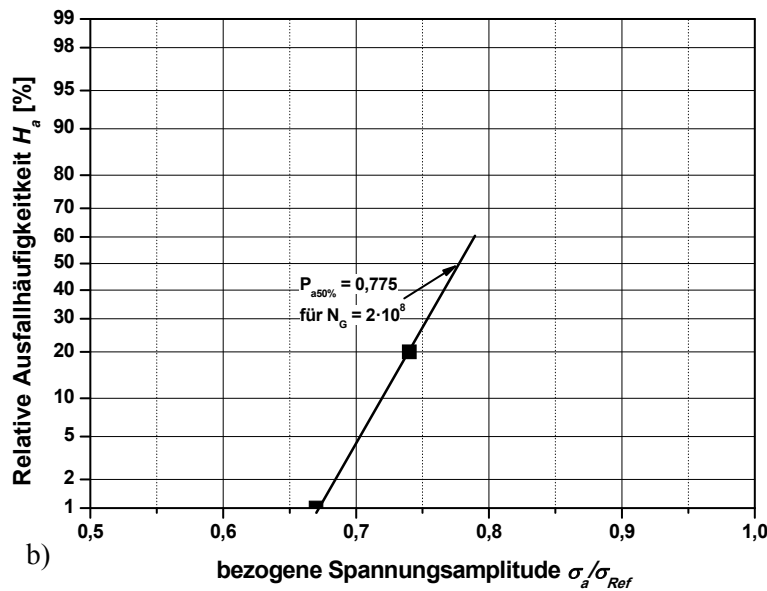
Tabelle H-1: EN AW-6056-T6, glatte Proben, ($K_t = 1$), Einzeldaten zur Auswertung der normierten Wöhlerlinie bestehend aus der Versuchsvariante A11 ($R = -1$) und A12 ($R = 0,1$), σ_a/σ_{Ref} : bezogene Spannungsamplitude vgl. **Abschnitt 4.1.4**, $n_{ges.}$: Gesamtanzahl der geprüften Proben (pro Spannungshorizont), N_B : Bruchschwingspielzahl, H_a : Ausfallwahrscheinlichkeit

Horizont 1		Horizont 2		Horizont 3		Horizont 4		Horizont 5		Horizont 6	
$\sigma_a/\sigma_{Ref} = 1,33$ $n_{ges.} = 2$		$\sigma_a/\sigma_{Ref} = 1,12$ $n_{ges.} = 4$		$\sigma_a/\sigma_{Ref} = 1,01$ $n_{ges.} = 2$		$\sigma_a/\sigma_{Ref} = 0,95$ $n_{ges.} = 5$		$\sigma_a/\sigma_{Ref} = 0,81$ $n_{ges.} = 5$		$\sigma_a/\sigma_{Ref} = 0,74$ $n_{ges.} = 5$	
N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]
$4,12 \cdot 10^5$	29,17	$2,04 \cdot 10^5$	15,91	$1,31 \cdot 10^6$	29,17	$2,66 \cdot 10^6$	12,96	$4,43 \cdot 10^7$	12,96	$2,25 \cdot 10^8$	12,96
$4,6 \cdot 10^5$	70,83	$2,59 \cdot 10^5$	38,64	$1,94 \cdot 10^6$	70,83	$2,69 \cdot 10^6$	31,48	$9,84 \cdot 10^7$	31,48		
		$3,09 \cdot 10^5$	61,36			$5,05 \cdot 10^6$	50,00	$1,02 \cdot 10^8$	50,00		
		$7,67 \cdot 10^5$	84,09			$5,54 \cdot 10^6$	68,52	$1,04 \cdot 10^8$	68,52		
						$6,53 \cdot 10^7$	87,04	$1,1 \cdot 10^8$	87,04		

Anhang H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6

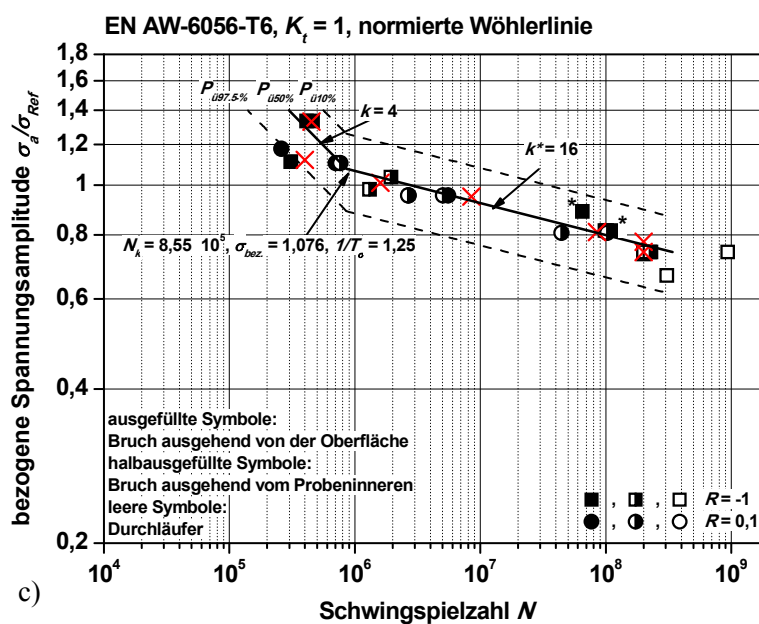


Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Schwingspielzahl N



Relative Ausfallhäufigkeit H_a über bezogene Spannungsamplitude

$$\sigma_a/\sigma_{Ref}$$



Übertrag der relativen Ausfallhäufigkeiten in das Wohlerdiagramm (rote Kreuze), Auswertung mittels linearer Regression

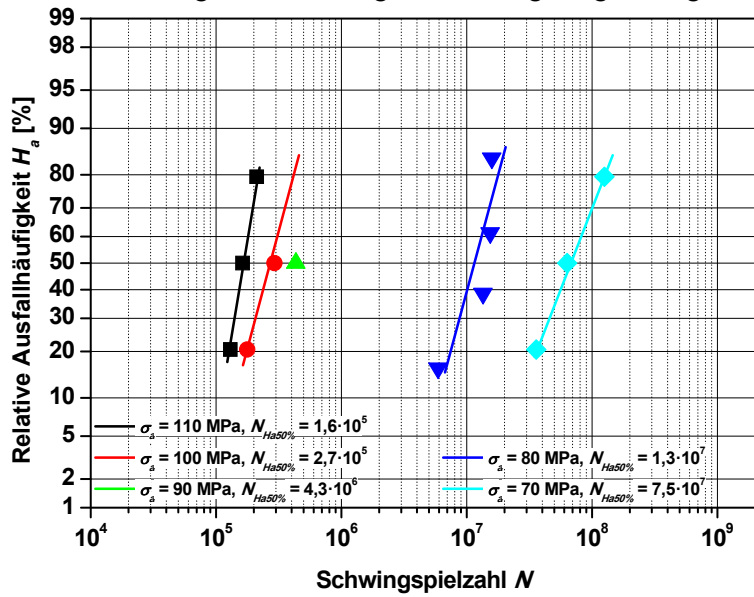
Bild H-1: Normierte Wohlerlinie der glatten Proben aus EN AW-6056-T6 (A11 und A12)

Anhang H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6

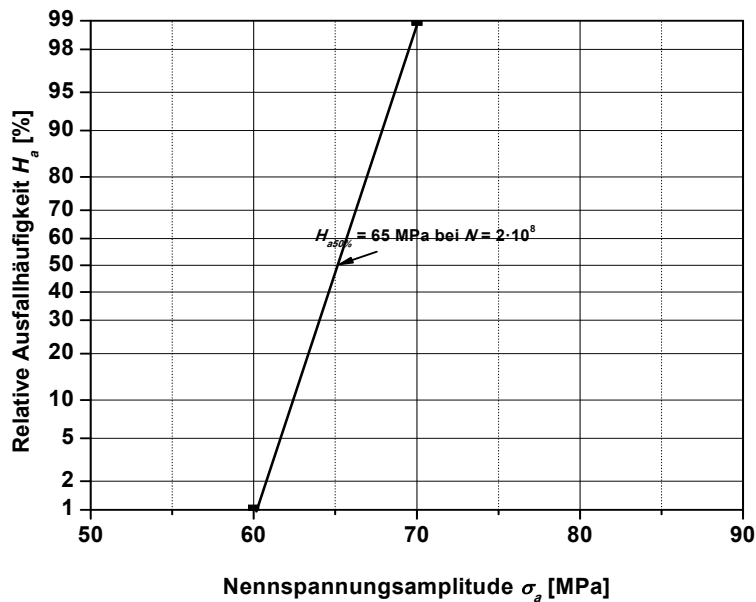
Tabelle H-2: EN AW-6056-T6, schwach gekerbte, gedrehte Proben, ($K_t = 1,75$), $R = 0,1$, Einzeldaten zur Auswertung der Wöhlerlinie der Versuchsvariante Al3, N_B : Bruchschwingspielzahl, σ_a : Spannungsamplitude, $n_{ges.}$: Gesamtanzahl der geprüften Proben (pro Spannungshorizont), H_a : Ausfallwahrscheinlichkeit

Horizont 1		Horizont 2		Horizont 3		Horizont 4		Horizont 5	
$\sigma_a = 110 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 100 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 80 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 4$		$\sigma_a = 70 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 60 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 2$	
N_B	$H_a [\%]$	N_B	$H_a [\%]$	N_B	$H_a [\%]$	N_B	$H_a [\%]$	N_B	$H_a [\%]$
$1,30 \cdot 10^5$	20,59	$1,77\text{E}+05$	20,59	$5,92\text{E}+06$	15,91	$3,58\text{E}+07$	20,59		
$1,63 \cdot 10^5$	50,00	$2,92\text{E}+05$	50,00	$1,35\text{E}+07$	38,64	$6,32\text{E}+07$	50,00		
$2,11 \cdot 10^5$	79,41	$4,33\text{E}+05$	79,41	$1,54\text{E}+07$	61,36	$1,25\text{E}+08$	79,41		
				$1,59\text{E}+07$	84,09				

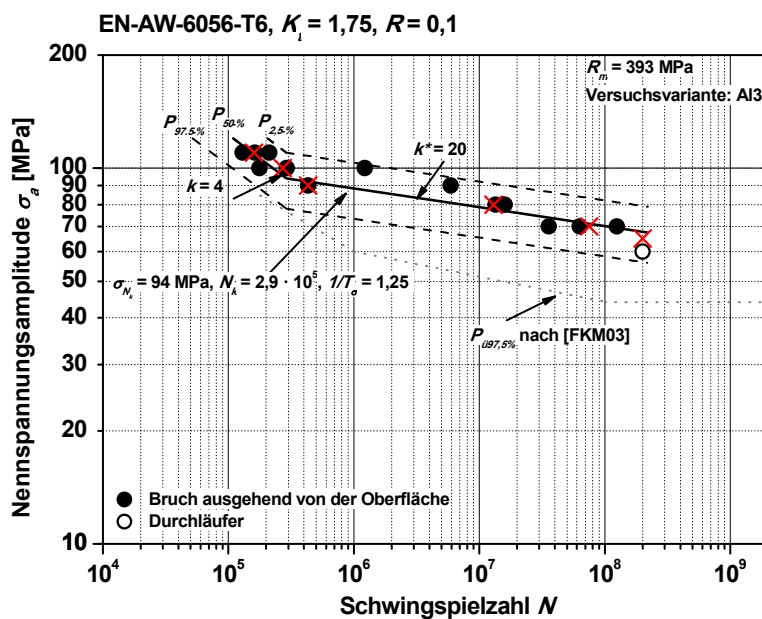
Anhang H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6



Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Schwingspielzahl N



Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Nennspannungsamplitude σ_a



Übertrag der relativen Ausfallhäufigkeiten in das Wöhlerdiagramm (rote Kreuze), Auswertung mittels linearer Regression

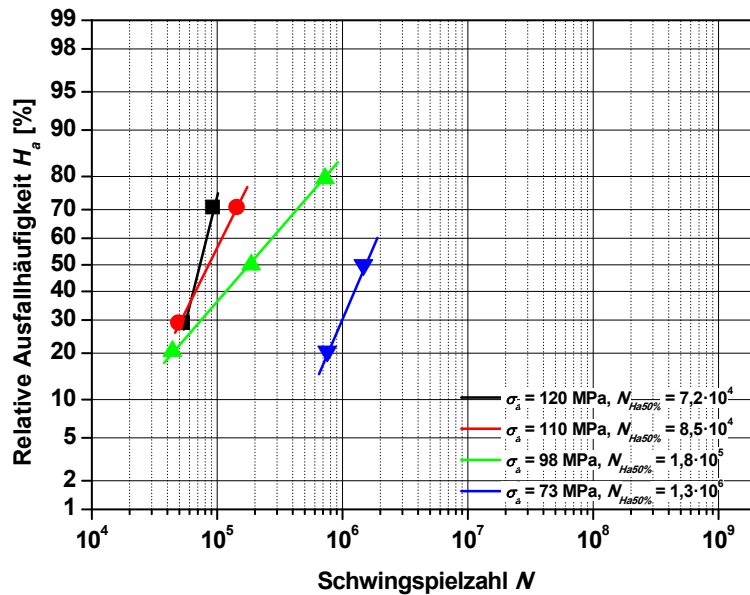
Bild H-2: EN AW-6056-T6, $K_t = 1,75$, $R = 0,1$, gedrehte Oberfläche, lineare Auswertung

Anhang H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6

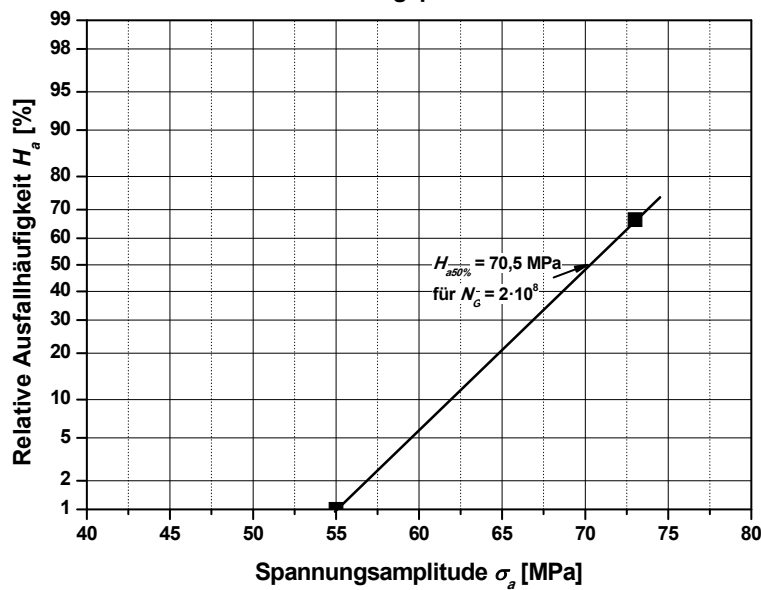
Tabelle H-3: EN AW-6056-T6, schwach gekerbte, kugelgestrahlte Proben, ($K_t = 1,75$), $R = 0,1$, Einzeldaten zur Auswertung der Wöhlerlinie der Versuchsvariante Al4, σ_a : Spannungsamplitude, $n_{ges.}$: Gesamtanzahl der geprüften Proben (pro Spannungshorizont), N_B : Bruchschwingspielzahl, H_a : Ausfallwahrscheinlichkeit

Horizont 1		Horizont 2		Horizont 3		Horizont 4		Horizont 5	
$\sigma_a = 120 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 2$		$\sigma_a = 110 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 2$		$\sigma_a = 98 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 73 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 2$		$\sigma_a = 55 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 2$	
N_B	$H_a [\%]$	N_B	$H_a [\%]$	N_B	$H_a [\%]$	N_B	$H_a [\%]$	N_B	$H_a [\%]$
$5,30 \cdot 10^4$	29,17	$4,90 \cdot 10^4$	29,17	$4,40 \cdot 10^4$	20,59	$7,56 \cdot 10^5$	20,59		
$9,20 \cdot 10^4$	70,83	$1,43 \cdot 10^5$	70,83	$1,87 \cdot 10^5$	50,00	$1,47 \cdot 10^6$	50,00		
				$7,24 \cdot 10^5$	79,41				

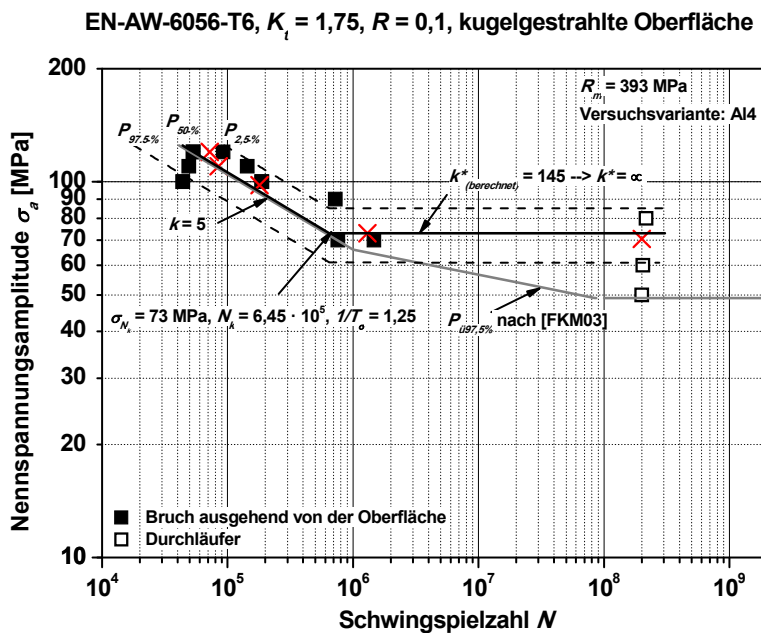
Anhang H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6



Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Schwingspielzahl N



Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Nennspannungsamplitude σ_a



Übertrag der Ausfallhäufigkeiten in das Wöhlerdiagramm (rote Kreuze), Auswertung mittels linearer Regression,

Die berechnete Neigung k^* ist mit 145 sehr groß, hier ist die Annahme einer Dauerfestigkeit gerechtfertigt ($k^* = \infty$).

Bild H-3: EN AW-6056-T6, $K_t = 1,75$, $R = 0,1$, kugelgestrahlte Oberfläche, lineare Auswertung

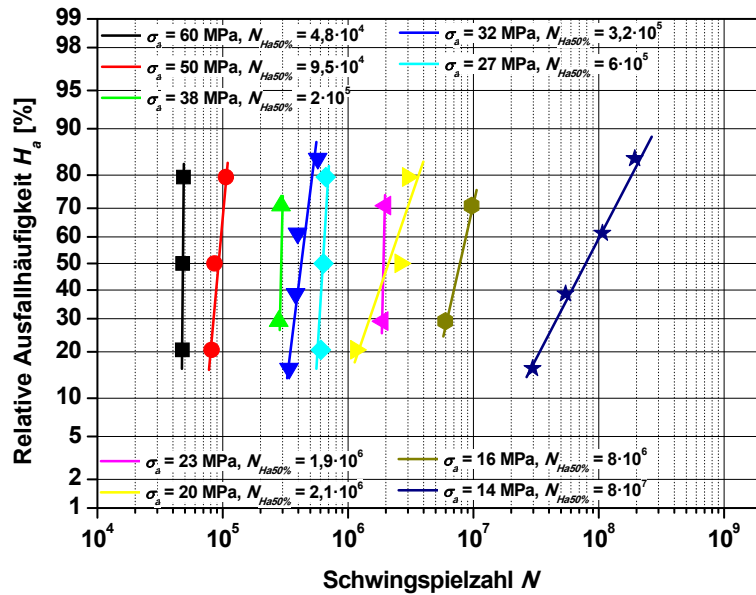
Anhang H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6

Tabelle H-4: EN AW-6056-T6, stark gekerbte Proben, schlusswärmebehandelte Schrauben, ($K_t = 4,7$ [Wut07]), $R = 0,1$, Einzeldaten zur Auswertung der Wöhlerlinie der Versuchsvariante A15, σ_a : Spannungsamplitude, $n_{ges.}$: Gesamtanzahl der geprüften Proben (pro Spannungshorizont), N_B : Bruchschwingspielzahl, H_a : Ausfallwahrscheinlichkeit

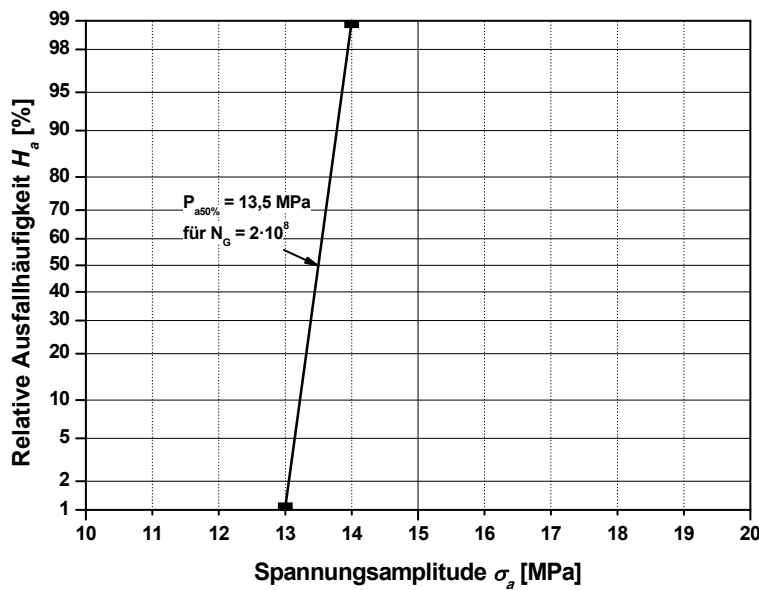
Horizont 1		Horizont 2		Horizont 3		Horizont 4		Horizont 5		Horizont 6		Horizont 7		Horizont 8		Horizont 9	
$\sigma_a = 60$ MPa $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 50$ MPa $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 38$ MPa $n_{ges.} = 2$		$\sigma_a = 32$ MPa $n_{ges.} = 4$		$\sigma_a = 27$ MPa $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 23$ MPa $n_{ges.} = 2$		$\sigma_a = 20$ MPa $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 16$ MPa $n_{ges.} = 2$		$\sigma_a = 14$ MPa $n_{ges.} = 4$	
N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]
$4,8 \cdot 10^4$	20,6	$8,1 \cdot 10^4$	20,6	$2,8 \cdot 10^5$	29,2	$3,4 \cdot 10^5$	15,9	$6,1 \cdot 10^5$	20,6	$1,9 \cdot 10^6$	29,2	$1,2 \cdot 10^6$	20,6	$6,0 \cdot 10^6$	29,2	$3,0 \cdot 10^7$	15,9
$4,8 \cdot 10^4$	50,0	$8,6 \cdot 10^4$	50,0	$2,9 \cdot 10^5$	70,8	$3,8 \cdot 10^5$	38,6	$6,4 \cdot 10^5$	50,0	$2,0 \cdot 10^6$	70,8	$2,6 \cdot 10^6$	50,0	$9,7 \cdot 10^6$	70,8	$5,4 \cdot 10^7$	38,6
$4,9 \cdot 10^4$	79,4	$1,1 \cdot 10^5$	79,4			$4,0 \cdot 10^5$	61,4	$6,6 \cdot 10^5$	79,4			$3,0 \cdot 10^6$	79,4			$1,1 \cdot 10^8$	61,4
						$5,7 \cdot 10^5$	84,1									$1,9 \cdot 10^8$	84,1

Horizont 10	
$\sigma_a = 13$ MPa $n_{ges.} = 3$	
N_B	H_a [%]

Anhang H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6

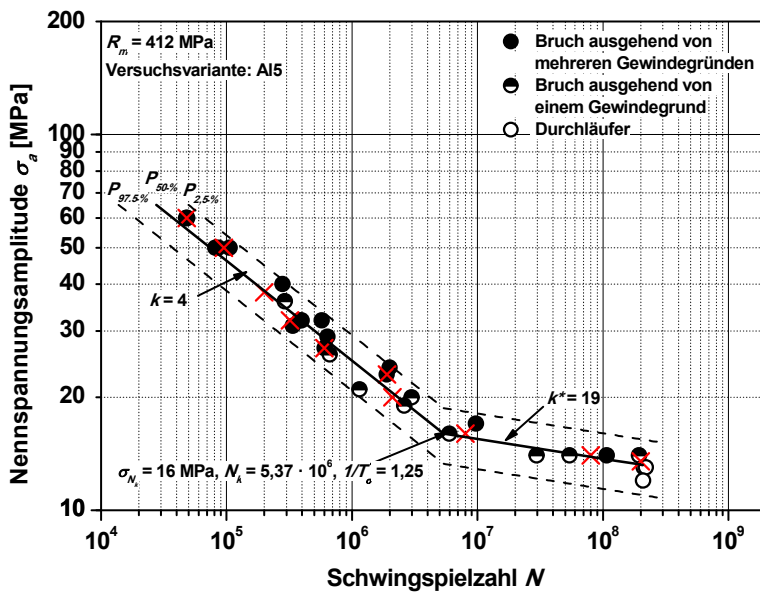


Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Schwingspielzahl N



Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Nennspannungsamplitude σ_a

EN-AW-6056, Schraube M10 schlusswärmebehandelt, $R = 0,1$



Übertrag der relativen Ausfallhäufigkeiten in das Wöhlerdiagramm (rote Kreuze), Auswertung mittels linearer Regression

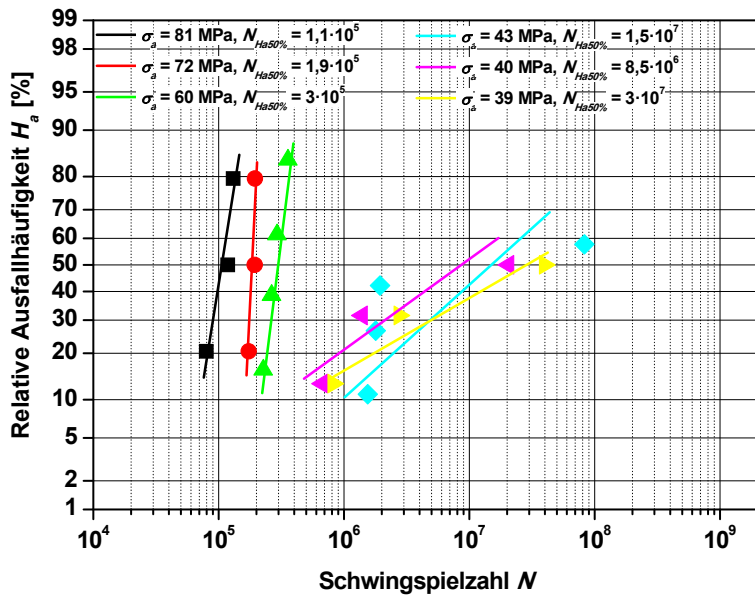
Bild H-4: EN AW-6056-T6, Schrauben M10 schlusswärmebehandelt, $K_t = 4,7$ [Wut07], $R = 0,1$, lineare Auswertung

Anhang H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6

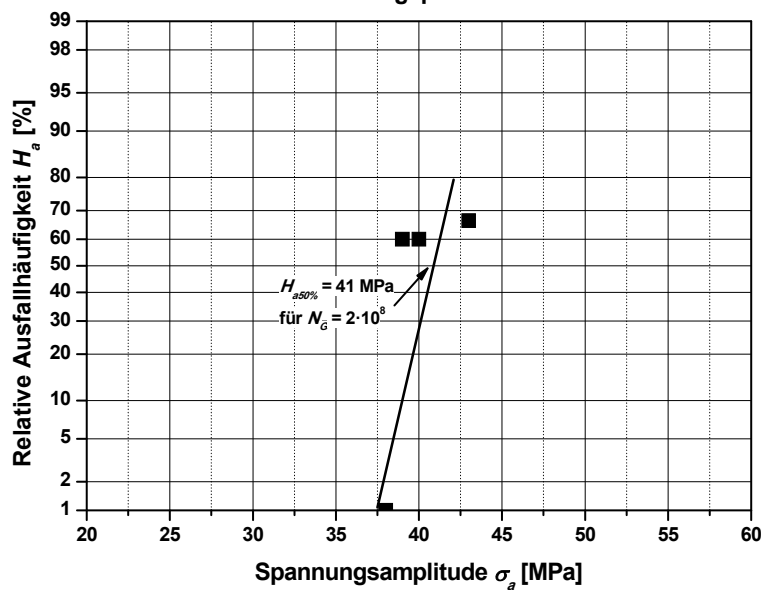
Tabelle H-5: EN AW-6056-T6, stark gekerbte Proben, schlussgerollte Schrauben, ($K_t = 4,7$ [Wut07]), $R = 0,1$, Einzeldaten zur Auswertung der Wöhlerlinie der Versuchsvariante Al6, σ_a : Spannungsamplitude, $n_{ges.}$: Gesamtanzahl der geprüften Proben (pro Spannungshorizont), N_B : Bruchschwingspielzahl, H_a : Ausfallwahrscheinlichkeit

Horizont 1		Horizont 2		Horizont 3		Horizont 4		Horizont 5		Horizont 6		Horizont 7		Horizont 8	
$\sigma_a = 81 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 72 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 60 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 4$		$\sigma_a = 50 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 2$		$\sigma_a = 43 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 6$		$\sigma_a = 40 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 5$		$\sigma_a = 39 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 5$		$\sigma_a = 38 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 2$	
N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]
$8,0 \cdot 10^4$	20,6	$1,7 \cdot 10^5$	20,6	$2,3 \cdot 10^5$	15,9	$9,1 \cdot 10^5$	29,2	$1,6 \cdot 10^6$	10,9	$6,7 \cdot 10^5$	13,0	$8,2 \cdot 10^5$	13,0		
$1,2 \cdot 10^5$	50,0	$1,9 \cdot 10^5$	50,0	$2,7 \cdot 10^5$	38,6	$2,0 \cdot 10^7$	70,8	$1,8 \cdot 10^6$	26,6	$1,4 \cdot 10^6$	31,5	$2,8 \cdot 10^6$	31,5		
$1,3 \cdot 10^5$	79,4	$2,0 \cdot 10^5$	79,4	$2,9 \cdot 10^5$	61,4			$1,9 \cdot 10^6$	42,2	$2,1 \cdot 10^7$	50,0	$4,0 \cdot 10^7$	50,0		
				$3,6 \cdot 10^5$	84,1			$8,3 \cdot 10^7$	57,8						

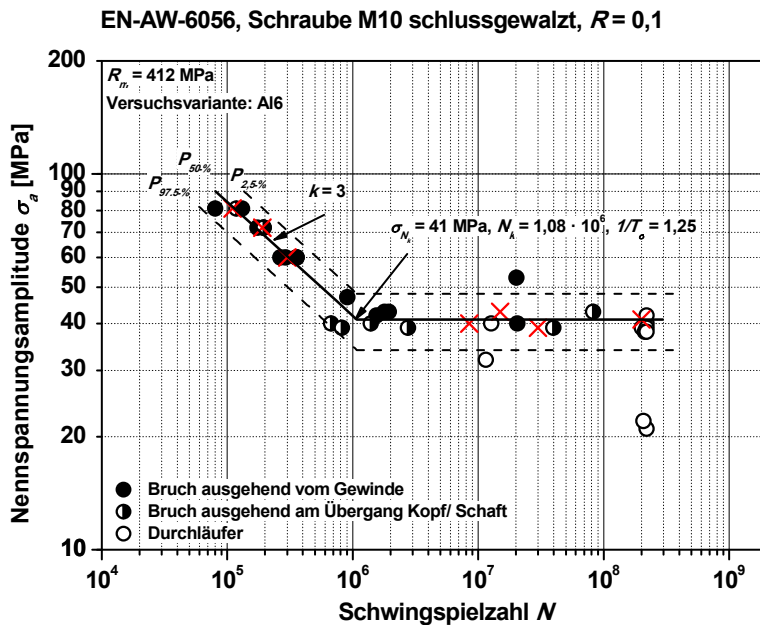
Anhang H Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6056-T6



Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Schwingspielzahl N



Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Nennspannungsamplitude σ_a



Übertrag der relativen Ausfallhäufigkeiten in das Wöhlerdiagramm (rote Kreuze), Auswertung mittels linearer Regression

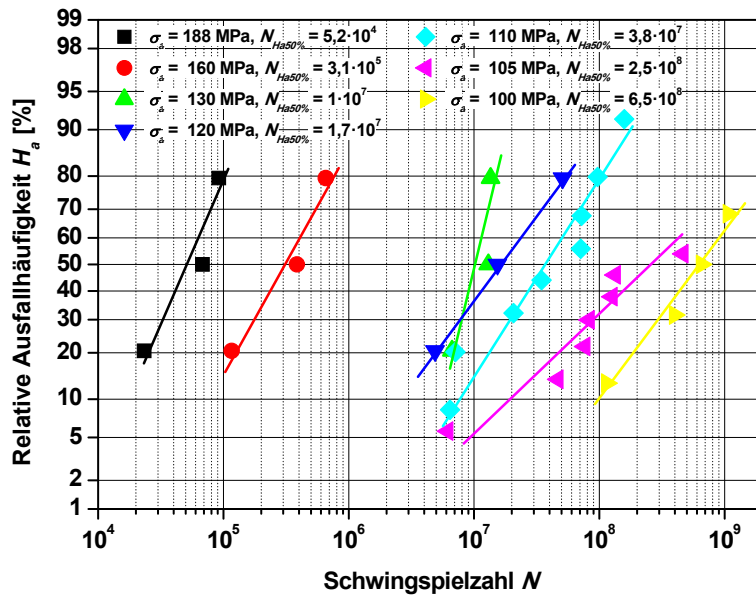
Bild H-5 EN AW-6056-T6, Schrauben M10 schlussgewalzt, $K_t = 4,7$ [Wut07], $R = 0,1$, lineare Auswertung

I Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6082-T5

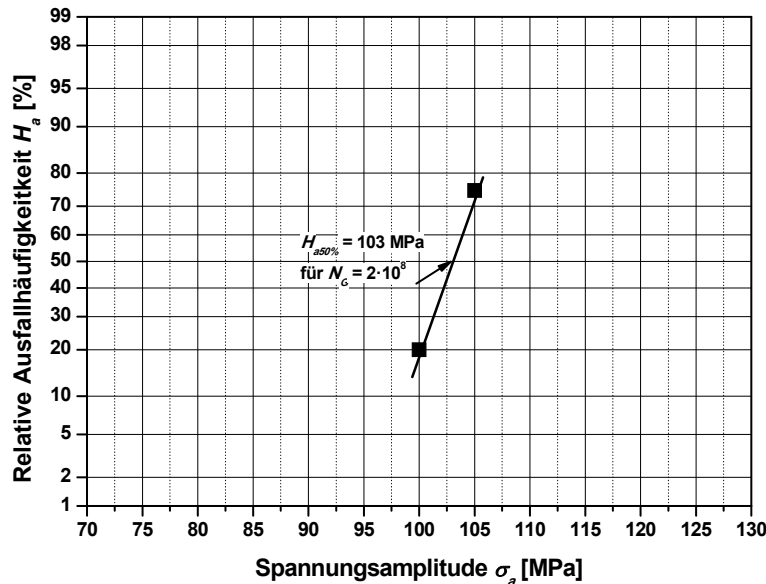
Tabelle I-1: EN AW-6082-T5, glatte, gedrehte Proben ($K_t = 1$), $R = 0$, Einzeldaten zur Auswertung der Wöhlerlinie der Versuchsvariante A17 [Pyt02, Ber04], σ_a : Spannungsamplitude, $n_{ges.}$: Gesamtanzahl der geprüften Proben (pro Spannungshorizont), N_B : Bruchschwingspielzahl, H_a : Ausfallwahrscheinlichkeit

Horizont 1		Horizont 2		Horizont 3		Horizont 4		Horizont 5		Horizont 6		Horizont 7	
$\sigma_a = 185 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 160 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 130 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 120 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 3$		$\sigma_a = 110 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 8$		$\sigma_a = 105 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 12$		$\sigma_a = 100 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 5$	
N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]
$2,3 \cdot 10^4$	20,6	$1,2 \cdot 10^5$	20,6	$6,6 \cdot 10^6$	20,6	$4,9 \cdot 10^6$	20,6	$6,4 \cdot 10^6$	8,3	$6,2 \cdot 10^6$	5,7	$1,2 \cdot 10^8$	13,0
$6,8 \cdot 10^4$	50,0	$3,9 \cdot 10^5$	50,0	$1,3 \cdot 10^7$	50,0	$1,5 \cdot 10^7$	50,0	$7,1 \cdot 10^6$	20,2	$4,7 \cdot 10^7$	13,7	$4,0 \cdot 10^8$	31,5
$9,2 \cdot 10^4$	79,4	$6,6 \cdot 10^5$	79,4	$1,4 \cdot 10^7$	79,4	$5,1 \cdot 10^7$	79,4	$2,1 \cdot 10^7$	32,1	$7,6 \cdot 10^7$	21,8	$6,5 \cdot 10^8$	50,0
								$3,5 \cdot 10^7$	44,1	$8,3 \cdot 10^7$	29,8	$1,1 \cdot 10^9$	68,5
								$7,1 \cdot 10^7$	56,0	$1,3 \cdot 10^8$	37,9		
								$7,2 \cdot 10^7$	67,9	$1,3 \cdot 10^8$	46,0		
								$9,7 \cdot 10^7$	79,8	$4,6 \cdot 10^8$	54,0		
								$1,6 \cdot 10^8$	91,7				

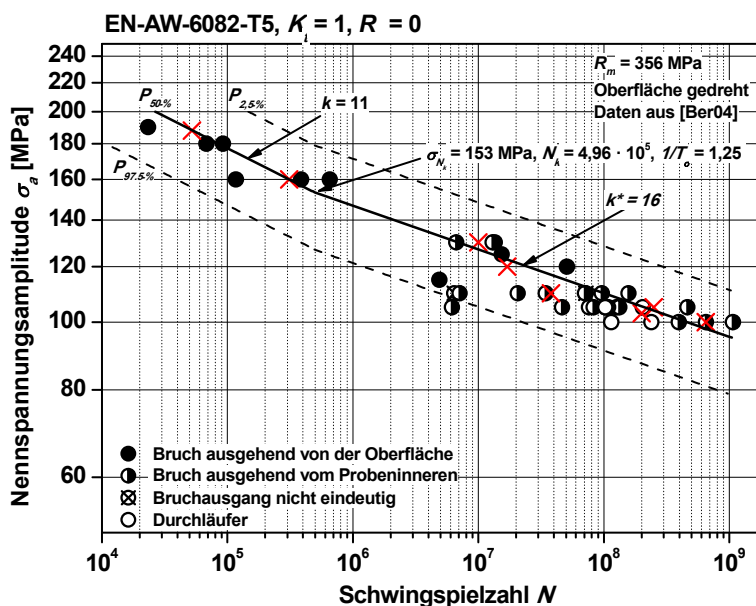
Anhang I Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse EN AW-6082-T5



Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Schwingzahl N



Relative Ausfallhäufigkeit H_a über Nennspannungsamplitude σ_a



Übertrag der relativen Ausfallhäufigkeiten in das Wöhlerdiagramm (rote Kreuze), Auswertung mittels linearer Regression

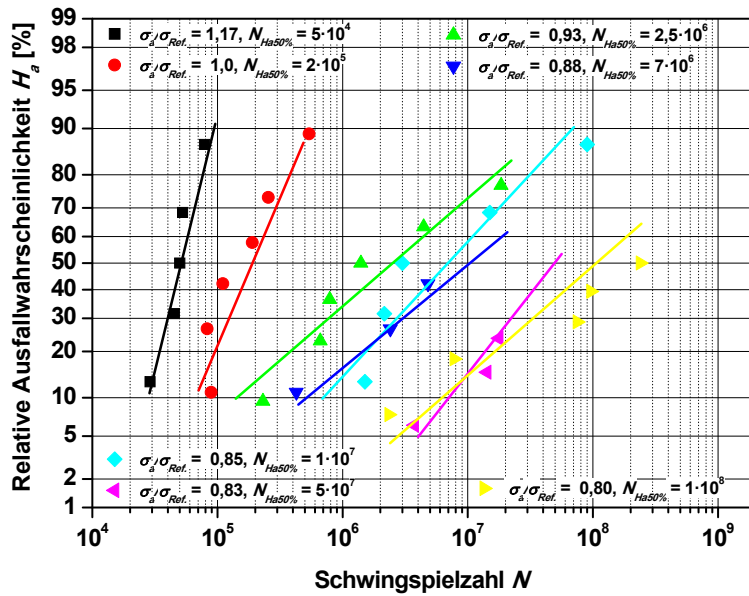
Bild I-1: EN AW-6082-T5, lineare Auswertung

J Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse 42CrMo4

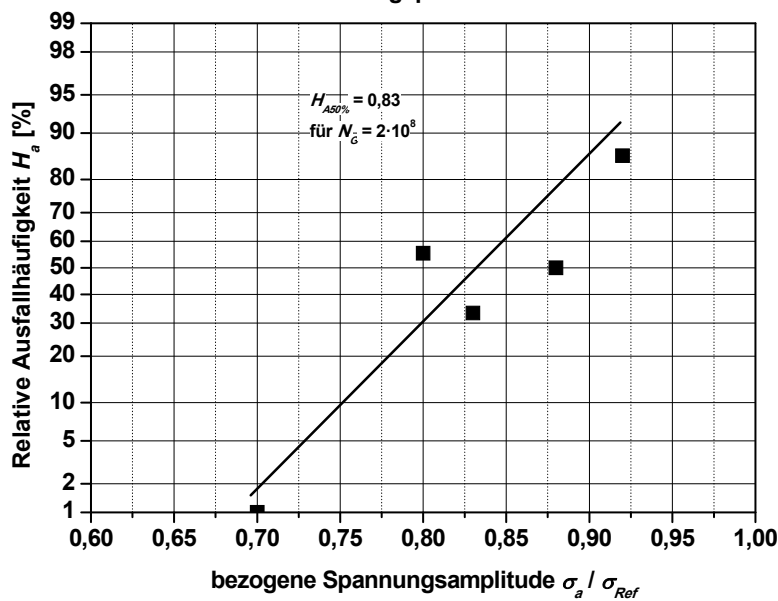
Tabelle J-1: 42CrMo4, glatte Proben, ($K_t = 1$), Einzeldaten zur Auswertung der normierten Wöhlerlinie bestehend aus der Versuchsvariante VSS1 ($R = -1$, Zug-Druck-Wechselbeanspruchung), VSS2 ($R = 0,1$), σ_a/σ_{Ref} : bezogene Spannungsamplitude vgl. **Abschnitt 4.1.4**, $n_{ges.}$: Gesamtanzahl der geprüften Proben (pro Spannungshorizont), N_B : Bruchschwingspielzahl, H_a : Ausfallwahrscheinlichkeit

Horizont 1		Horizont 2		Horizont 3		Horizont 4		Horizont 5		Horizont 6		Horizont 7		Horizont 8	
$\sigma_a = 1,17$ $n_{ges.} = 5$		$\sigma_a = 1$ $n_{ges.} = 6$		$\sigma_a = 0,92$ $n_{ges.} = 7$		$\sigma_a = 0,88$ $n_{ges.} = 6$		$\sigma_a = 0,85$ $n_{ges.} = 5$		$\sigma_a = 0,83$ $n_{ges.} = 11$		$\sigma_a = 0,8 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 11$		$\sigma_a = 0,7 \text{ MPa}$ $n_{ges.} = 4$	
N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]	N_B	H_a [%]
$2,9 \cdot 10^4$	13,0	$8,9 \cdot 10^4$	10,9	$2,3 \cdot 10^5$	9,5	$4,3 \cdot 10^5$	10,9	$1,5 \cdot 10^6$	13,0	$3,7 \cdot 10^6$	6,1	$2,3 \cdot 10^6$	6,1		
$4,5 \cdot 10^4$	31,5	$8,3 \cdot 10^4$	26,6	$6,6 \cdot 10^5$	23,0	$2,4 \cdot 10^6$	26,6	$2,2 \cdot 10^6$	31,5	$1,4 \cdot 10^7$	14,9	$7,8 \cdot 10^6$	14,9		
$5,0 \cdot 10^4$	50,0	$1,1 \cdot 10^5$	42,2	$7,9 \cdot 10^5$	36,5	$4,8 \cdot 10^6$	42,2	$3,0 \cdot 10^6$	50,0	$1,8 \cdot 10^7$	23,7	$7,5 \cdot 10^7$	23,7		
$5,3 \cdot 10^4$	68,5	$1,9 \cdot 10^5$	57,8	$1,4 \cdot 10^6$	50,0			$1,5 \cdot 10^7$	68,5			$9,6 \cdot 10^7$	32,5		
$7,9 \cdot 10^4$	87,0	$2,5 \cdot 10^5$	73,4	$4,5 \cdot 10^6$	63,5			$9,0 \cdot 10^7$	87,0			$2,4 \cdot 10^8$	41,2		
		$5,4 \cdot 10^5$	89,1	$1,9 \cdot 10^7$	77,0										

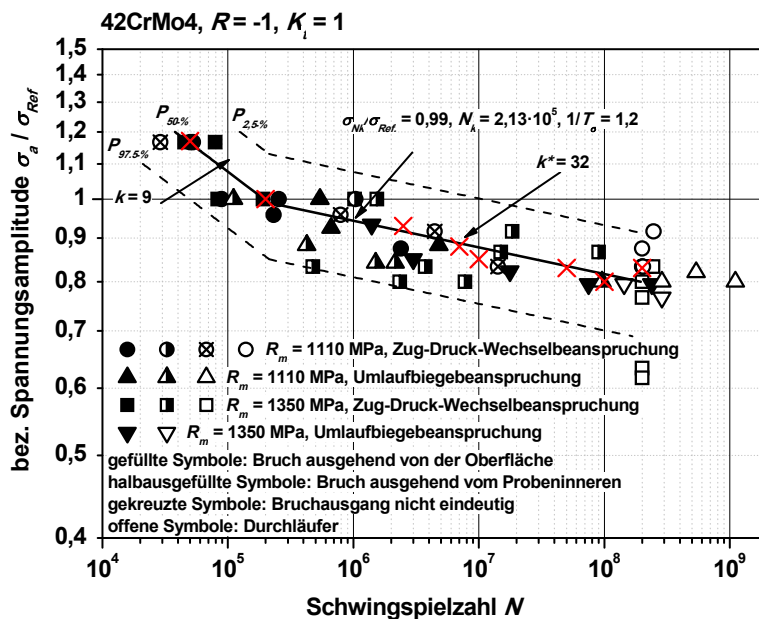
Anhang J Auswertung der Schwingfestigkeitsergebnisse 42CrMo4



Ausfallhäufigkeit H_a über Schwingspielzahl N



Ausfallhäufigkeit H_a über bezogene Spannungsamplitude σ_a/σ_{Ref}



Übertrag der relativen Ausfallhäufigkeiten in das Wöhlerdiagramm (rote Kreuze), Auswertung mittels linearer Regression

Bild J-1: Normierte Wöhlerlinie der glatten Proben aus 42CrMo4 (VSS1 und VS1, jeweils Zug-Druck-Wechselbeanspruchung und Umlaufbiegebeanspruchung)

K EN AW-6056-T6 Bestimmung der kristallografischen Orientierung der spaltförmigen Flächen

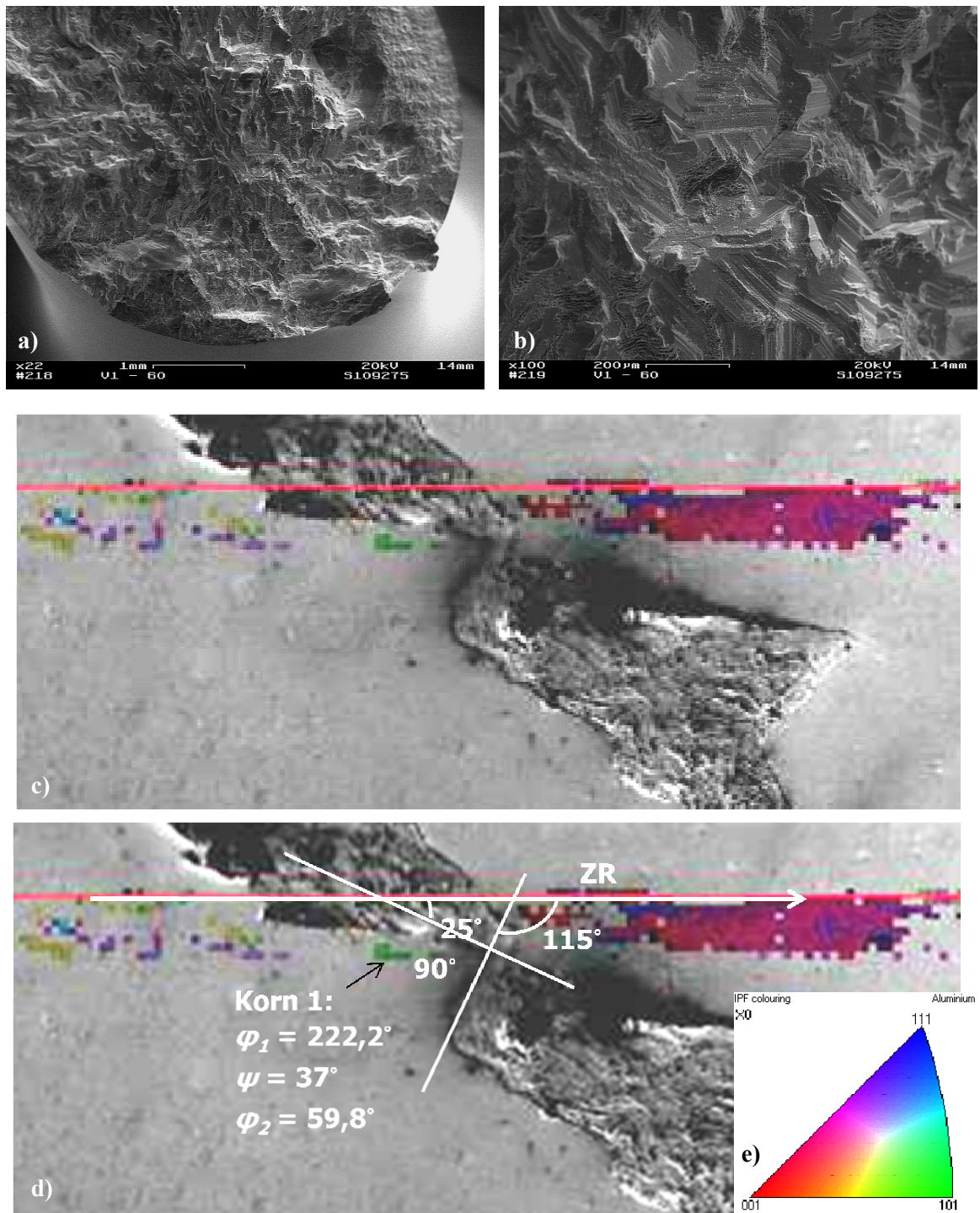


Bild K-1: Probel-60, $\sigma_a = 100$ MPa, $N = 2,25 \cdot 10^8$ $R = -1$, **a)** Übersicht des Rissausgangs vom Probeninneren, **b)** Detail Rissausgangsbereich: spaltförmige Flächen, **c)** Zielpräparation auf den Rissausgangsbereich, spaltförmige Flächen erscheinen als gerade Linien, punktuelle EBSD-Messung in dem Korn 1, das spaltflächig versagte, **d)** ausgemessene Winkel zwischen Riss und Ziehrichtung ZR des Drahtes bzw. Beanspruchungsrichtung der Probe, **e)** Farbskala (inverse Polfigur)

L EN AW-6082-T5 EBSD-Messung am Längsschliff durch den Bruchausgang

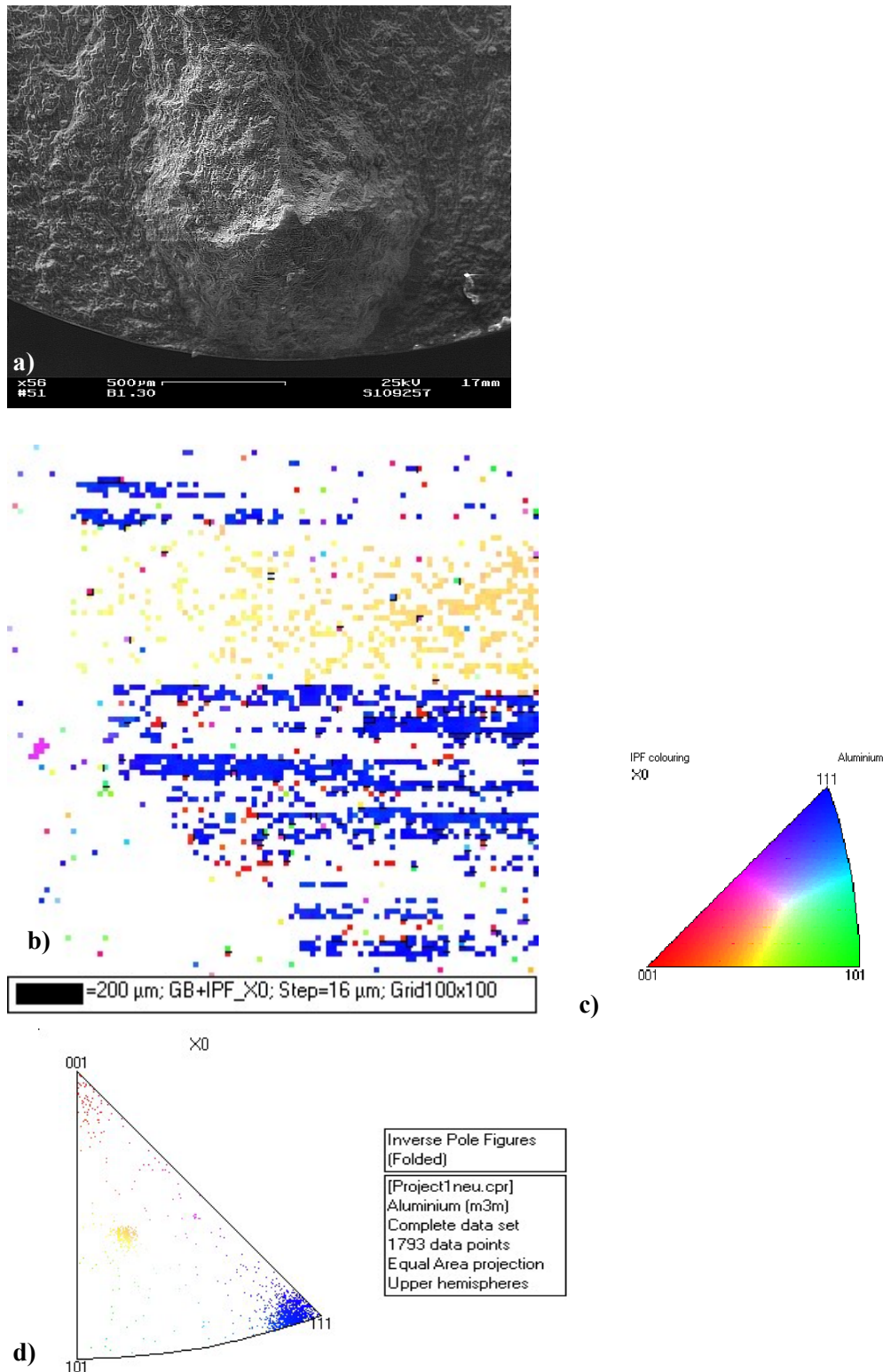


Bild L-1: EN AW-6056-T5, Al7-30, $\sigma_a = 100$ MPa, $N = 1,07 \cdot 10^9$, $R = 0$ **a)** Übersicht des Rissausgangs, **b)** IPF-Verteilungsbild mit hinterlegten Korngrenzen an dem Längsschliff durch den Rissausgang, **c)** Farbskala (inverse Polfigur) **d)** Darstellung der gemessenen Orientierung der Matrix ($\langle 100 \rangle$ -, $\langle 110 \rangle$ -doppelte Fasertextur und der Orientierung des singulären großen Korns [6-1-3]

M Veröffentlichungen

M1 Publikationen in Fachzeitschriften

B. Pyttel, B. Kaiser, D. Schwerdt, T. Trossmann, Ermüdungsverhalten ausgewählter Werkstoffe und Bauteile bei sehr hohen Schwingspielzahlen, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 37, No.10, **2006**, S. 820-832

C. Berger, B. Pyttel, D. Schwerdt, Beyond HCF – Is there a fatigue limit?, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 39, No.10, **2008**, S. 769-776

D. Schwerdt, B. Pyttel, C. Berger, TU Darmstadt, Fatigue strength and failure mechanisms of wrought aluminium alloys in the VHCF-region considering material and component relevant influencing factors International Journal of Fatigue 33 **2011**, S. 33-41

B. Pyttel, D. Schwerdt, C. Berger, TU Darmstadt, Very high cycle fatigue - Is there a fatigue limit?, International Journal of Fatigue 33 **2011**, S.49-58

M2 Kongressbeiträge

B. Pyttel, D. Schwerdt, C. Berger, Very high cycle behaviour of two different aluminium wrought alloys, VHCF-4, Ann Arbor, **2007**, S. 313-318

C. Berger, B. Pyttel, D. Schwerdt, Ermüdungsschädigung im Übergang zwischen High Cycle Fatigue (HCF) und Very High Cycle Fatigue (VHCF), Konstruktion, Qualitätssicherung und Schadensanalyse, Tagung Werkstoffprüfung, Hrsg. M. Pohl, **2007**, S. 1-13

D. Schwerdt, B. Pyttel, C. Berger, Ermüdungsverhalten von zwei Aluminiumknetlegierungen und Aluminiumschrauben bei sehr hohen Schwingspielzahlen; Konstruktion, Qualitätssicherung und Schadensanalyse, Tagung Werkstoffprüfung, Hrsg. M. Pohl, **2007**, S.399-405

C. Berger, B. Pyttel, D. Schwerdt, Beyond HCF-is there a fatigue limit?; Proceedings of the Second Symposium on Structural Durability in Darmstadt; **2008**, S. 201-216

B. Pyttel, D. Schwerdt, C. Berger, Y. Katsumata, Schwingfestigkeit bei sehr hohen Schwingspielzahlen (VHCF) am Beispiel von Aluminiumlegierungen, Vergütungsstählen und einem Gusswerkstoff; 35. Tagung des DVM-Arbeitskreises Betriebsfestigkeit **2008**, DVM Bericht 135, S. 289-299

D. Schwerdt, B. Pyttel, C. Berger, Fatigue strength and failure mechanism for the aluminium wrought alloy EN AW-6056 in the VHCF-region and influence of notches and compressive residual stresses, International Conference on Fatigue 2010, Prague, 6-11 June **2010**, Procedia Engineering 2, June **2010** S. 1505-1514

B. Pyttel, D. Schwerdt, C. Berger, Fatigue strength and failure mechanisms in the VHCF-region for quenched and tempered steel 42CrMoS4 and consequences to fatigue design, International Conference on Fatigue 2010, Prague, 6-11, Procedia Engineering 2, June **2010** S. 1327-1336

C. Berger, B. Pyttel, D. Schwerdt, Ermüdungsfestigkeit bei sehr hohen Schwingspielzahlen, Neue Entwicklungen für die Bauteilfestigkeitsnachweise, DVM-Tagung 16. und 17. Juni 2010 Darmstadt, Deutscher Verband für Materialforschung und -Prüfung e. V., **2010**, S. 171-180

M3 Forschungsberichte

C. Berger, B. Pyttel, D. Schwerdt, Abschlussbericht zum Forschungsvorhaben Ermüdungsschädigung im Übergang zwischen High Cycle Fatigue (HCF) und Very High Cycle Fatigue (VHCF), Teilprojekt 5 Ermüdungsverhalten von Werkstoffen und daraus hergestellten Bauteilen bei sehr hohen Schwingspielzahlen (VHCF), DFG-Bewilligungs-Nr.: PY 71/1-1, Berichtszeitraum 01.06.2006 bis 30.11.2007, Abgabe 21.05.**2008**

C. Berger, B. Pyttel, D. Schwerdt, Ermüdungsfestigkeit von Konstruktionswerkstoffen bei sehr hohen Schwingspielzahlen (im VHCF- und UHCF-Bereich), Abschlussbericht zum FKM-Vorhaben Nr. 14874 N/1, **2009**

N Lebenslauf

Persönliche Daten

Daniela Schwerdt, geb. Orth
geboren am 23.06.1975
in Darmstadt
verheiratet
zwei Kinder, 2,5 und 6 Jahre alt

Schulausbildung

1981 – 1985	Grundschule in Reinheim
1985 – 1987	Förderstufe in Roßdorf
1987 – 1994	Gymnasium in Darmstadt

Berufsausbildung

09/1994 – 06/1996	Ausbildung zur Kunstschmiedin, Abschluss: Gesellenbrief
10/1998 – 09/2001	Studium Metallbau an der Berufsakademie Mosbach, Abschluss: Dipl.-Ing. (BA)
10/1999 – 06/2001	Schweißfachingenieur an der Schweißtechnischen Lehr- und Versuchsanstalt in Mannheim
10/2001 – 09/2005	Studium Metallurgie und Werkstofftechnik an der RWTH-Aachen, Vertiefungsrichtung: Metallkunde, Abschluss: Dipl.-Ing.

Berufliche Tätigkeiten

07/1996 – 10/1998	Mitarbeiterin bei Wentz Metallbau GmbH
04/2002 – 08/2003	Hilfswissenschaftlerin am Institut für Metallkunde und Metallphysik der RWTH-Aachen
10/2003 – 01/2004	Mitarbeiterin in der Abteilung Metallkunde des Instituts für Werkstoffkunde der TU Darmstadt
09/2005 – 10/2005	Mitarbeiterin bei TÜV-SÜD Energie und Systemtechnik
11/2005 – 05/2006	Wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der TU Darmstadt
06/2006 – heute	Wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Werkstoffkunde der TU Darmstadt